

# **Untersuchung der Verarbeitungseigenschaften von Kupferbasiszusatzwerkstoffen im MIG- und Laserlötprozess an Stahlblechen mit unterschiedlichem Festigkeitsverhalten**

Von der Fakultät für Maschinenbau der

Technischen Universität Chemnitz

vorgelegten Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

DOKTOR-INGENIEUR

vorgelegt

von: Dipl.-Ing. Michael Ebbinghaus

geboren am: 27.07.1960

eingereicht am: 16.01.2013

verteidigt am: 05.02.2014

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Klaus-Jürgen Matthes  
Prof. Dr.-Ing. habil. Uwe Füßel

Bockenheim, den 07.08.2014

# **Untersuchung der Verarbeitungseigenschaften von Kupferbasiszusatzwerkstoffen im MIG- und Laserlötprozess an Stahlblechen mit unterschiedlichem Festigkeitsverhalten**

Dissertation an der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Chemnitz,  
Lehrstuhl für Fügetechnik / Schweißtechnik, Chemnitz 2012

126    Seiten

156    Abbildungen

21    Tabellen

92    Literaturquellen

## **Schlagworte**

Lichtbogenlöten, MIG-Löten, 22MnB5, Tiefziehblech, Dualphasenstahl, TRIP-Stahl, hochfester Stahl

## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Produktmanager für Kupferwerkstoffe bei der Firma Fontargen GmbH.

Herrn Udo Kringel, Geschäftsführer der Fontargen GmbH, gilt mein Dank für seine wohlwollende Unterstützung bei der Bearbeitung des Themas sowie das fördernde Interesse an der berufsbegleitenden Arbeit. Ebenso danke ich Herrn Jochen Fey, Schweißfachmann der Firma, für seine fachkundige Mitarbeit bei der Anfertigung von Lötproben.

Den Herren Prof. Dr.-Ing. habil. Klaus-Jürgen Matthes von der Technischen Universität Chemnitz und Prof. Dr.-Ing. Uwe Füssel von der Technischen Universität Dresden danke ich für die Begutachtung der Dissertation.

Ein besonderer Dank gilt Herrn Dr. Mario Kusch für sein Engagement und seine fachspezifischen Hinweise im Rahmen der Betreuung der Arbeit.

Gleichfalls bedanke ich mich bei Frau Sabine Ritsche von der Voest Alpine in Linz für die Unterstützung bei der Durchführung mechanischer und metallurgischer Untersuchungen.

Ebenso gilt mein Dank Herrn Alexander Grimm vom Bayerischen Laserzentrum in Erlangen für die Unterstützung von Versuchen im Laserlötverfahren und Herrn Uwe Berger von der Berkenhoff GmbH für die Beratung in gieß- und ziehtechnischen Fragen sowie der Bereitstellung von Versuchsdrähten.

Nicht zuletzt möchte ich mich für die Korrekturhinweise und die Verbesserungen der vorliegenden Arbeit bei Frau Petra Joas bedanken.

Mein persönlicher Dank gehört jedoch meiner Frau Mona, ohne deren Rückhalt und Verständnis die Anfertigung dieser Dissertation nicht möglich gewesen wäre.

## Abstract

In der Arbeit werden spezielle Kupferlote im MIG- und Laserlötverfahren an Stählen mit unterschiedlichem Festigkeitsverhalten untersucht. Die Ergebnisse sollen dazu beitragen, den Lötprozess durch den Einsatz spezieller Kupferbasislote zu optimieren und durch reduzierten Energieeintrag ein homogeneres Eigenschaftsfeld im Bereich der Fugestelle zu erzeugen. Den Verarbeitern dieser Werkstoffe soll die Möglichkeit gegeben werden, diese Werkstoffe rationeller und mit höherer Effektivität zu verarbeiten.

Im Ergebnis der Arbeit sollen Verbesserungen der Eigenschaften der Lötnahte erzielt werden, die besonders in der Dünnschleifverarbeitung mit Schwerpunkt Karosseriebau Anwendung finden. Wesentliche Ziele sind die Erhöhung der Festigkeitseigenschaften, eine Erhöhung der Fügegeschwindigkeit, die Verbesserung des Phosphatierungsverhaltens sowie eine Reduzierung der eingebrachten Wärmeenergie. Die Vielfältigkeit dieser Anforderungen macht es notwendig, die Versuche sowohl im Laser- als auch im MIG-Lötverfahren durchzuführen. Die Lötverfahren werden in der Praxis für unterschiedliche Anforderungen innerhalb der Karosserie eingesetzt. Das Fügen von hochfesten Strukturelementen oder Außenhautbauteilen erfordert in Abhängigkeit von den Anforderungen die Verwendung ausgewählter Zusatzwerkstoffe. Die Vielfältigkeit der Werkstoffe und der Anforderungen spiegelt sich in den Untersuchungen der vorliegenden Arbeit wieder. Für weitergehende Untersuchungen, speziell im hochfesten Blechbereich, soll die Arbeit entsprechende Grundlagen bieten.

Als Vorlage für die Erarbeitung von experimentellen und theoretischen Methodiken der Prozessbetrachtung werden neben typischen Kupferloten neu entwickelte Lotlegierungen verwendet. Bei der Betrachtung der Kupferlegierungen werden die unterschiedlichen Einflüsse auf den Fügeprozess definiert und beschrieben.

Es wird festgestellt, dass niedrig schmelzende Lote mit ausgewählter Legierungszusammensetzung im Gegensatz zu Eisenbasis-Schweißdrähten einen geringeren negativen Einfluss auf das Gefüge der Bleche im Nahtbereich ausüben.

Um die thermische Beanspruchung, besonders in der Wärmeeinflusszone, während des Fügeprozesses gering zu halten, kann zusätzlich eine geeignete Stromquellentechnik zum Einsatz kommen. Mit Hilfe des „kalten“ Lichtbogens ist es möglich, die eingebrachte Streckenenergie weiter zu reduzieren.

Faktoren, die den Energieeintrag beeinflussen, werden in der vorliegenden Arbeit in experimentellen und theoretischen Untersuchungen hinsichtlich ihrer Wirkung auf das Festigkeitsverhalten betrachtet.

Es werden durch geeignete Legierungskombinationen die Einflüsse auf die Steigerung der Lötgeschwindigkeit und auf eine Verbesserung des Phosphatierungsverhaltens untersucht.

Die Ergebnisse dieser Untersuchungen liefern die Informations- und Beweisbasis für die erarbeiteten Legierungssysteme und ermöglichen es, den optimierten Lötprozess an hochfesten Stahlblechen wissenschaftlich zu betrachten.



Die Auswertung der wissenschaftlichen Experimente, dargestellt in den angefügten ausführlichen Tabellen, stellen die Zusammenhänge zwischen der Legierungsauswahl und der eingebrachten Streckenenergie dar. Die Erkenntnisse aus der vorliegenden Arbeit sollen für das Fügen von hochfesten Blechen die Entscheidung über die Auswahl geeigneter Zusatzwerkstoffe erleichtern.

Die Ergebnisse der theoretischen Untersuchungen anhand mathematischer Modelle zur Beschreibung der physikalischen Prozesse der Wärmezufuhr durch Verwendung eines ausgewählten Lotes in Kombination mit geeigneter Stromquellentechnologie sind die Grundlage für die Optimierung des Lötprozesses.

Die vorgeschlagenen Modelle zur Entwicklung und Optimierung von Lichtbogenlötprozessen mit neu entwickelten Lotlegierungen wurde im Rahmen der vorgelegten Arbeit an realen Blechqualitäten angewendet und überprüft.

In den Ergebnissen hat sich bestätigt, dass die Verwendung spezieller Kupferlote zu verbesserten Verarbeitungseigenschaften führen, und damit Konzepte zum wirtschaftlich verbesserten Fügen angeboten werden.

<b>1.</b>	<b>Einleitung. Kritische Bewertung der Literatur und Problemanalyse. Perspektiven</b>	<b>11</b>
1.1.	Bedeutung des Lichtbogenlötens an höherfesten Stahlblechen	11
1.2.	Entwicklungsstand bei höherfesten Dünnblechen und geeigneten Lotwerkstoffen	12
1.3.	Lichtbogenlötens an höherfesten Stahlblechen und Verfahrensgrenzen	15
<b>2.</b>	<b>Wissenschaftliche Problemstellung und Lösungsmöglichkeiten</b>	<b>16</b>
2.1.	Problemdarstellung	17
2.1.1.	Problematik hochfester Grundwerkstoff	18
2.1.2.	Löten vs. Schweißen	18
2.2.	Lösungsstrategien und angestrebte Lösungswege	20
<b>3.</b>	<b>Theoretische Herleitung eines Mehrphasenmodells auf Kupferbasis mit erhöhten Festigkeitseigenschaften</b>	<b>22</b>
3.1.	Voraussetzungen für die Legierungsbildung in Kupfer	22
3.2.	Einfluss wesentlicher Legierungselemente auf die Eigenschaften von Kupferlegierungen	26
3.2.1.	Silizium	26
3.2.2.	Aluminium	28
3.2.3.	Mangan, Nickel, Zinn, Silber, Mikrolegierungselemente	29
3.3.	Ermittlung optimierter Legierungen	30
3.4.	Gieß- und zientechnische Einschränkungen	33
<b>4.</b>	<b>Versuchsdurchführung und Untersuchungsmethoden</b>	<b>34</b>
4.1.	Laserlöten	34
4.1.1.	Grundwerkstoffe	34
4.1.2.	Lote	34
4.1.3.	Versuchsaufbau	36
4.1.4.	Festlegung der Prozessdaten	37
4.1.5.	Versuchsdurchführung	39
4.1.5.1.	Bördelnaht DX54D+Z100	39
4.1.5.2.	Überlappnaht DX54D+Z100 / HC180BD	40

4.1.5.3.	Ermittlung der Benetzungswinkel bei unterschiedlichen Lötgeschwindigkeiten	41
4.1.5.4.	Korrosionsverhalten	43
4.2.	MIG-Löten	44
4.2.1.	Grundwerkstoffe	44
4.2.2.	Lote	44
4.2.3.	Versuchsaufbau	45
4.2.4.	Messdatenerfassung	47
4.2.5.	Versuchsdurchführung	48
4.2.5.1.	Überlappnaht 22MnB5+AS	48
4.2.5.2.	Überlappnaht HCT780XD Z70 (DP 800), HCT690T Z100 (TRIP700)	49
4.2.5.3.	Ermittlung der Benetzungswinkel	49
4.2.5.4.	Untersuchung des Wärmeeintrages	50
4.2.5.5.	Phosphatierungsverhalten	51
<b>5.</b>	<b>Versuchsauswertung</b>	<b>52</b>
5.1.	Laserlöten	52
5.1.1.	Visuelle Prüfung	52
5.1.1.1.	Bördelnaht DX54D+Z100	52
5.1.1.2.	Überlappnaht DX54D+Z100 / HC180BD	55
5.1.2.	Statische Zugversuche	56
5.1.2.1.	Bördelnaht DX54D+Z100	57
5.1.2.2.	Überlappnaht DX54D+Z100 / HC180BD	58
5.1.3.	Mikroskopische Untersuchungen	60
5.1.3.1.	Bördelnaht DX54D+Z100	60
5.1.3.2.	Überlappnaht DX54D+Z100 / HC180BD	63
5.1.4.	Benetzungsverhalten	65
5.1.5.	Beurteilung des Korrosionsverhaltens	67
5.2.	MIG-Löten	69
5.2.1.	Visuelle Prüfung	69
5.2.1.1.	Überlappnaht 22MnB5+AS	69
5.2.1.2.	Überlappnaht HCT780XD Z70 (DP 800), HCT690T Z100 (TRIP700)	71
5.2.2.	Statische Zugversuche	73
5.2.2.1.	Überlappnaht 22MnB5+AS	73
5.2.2.2.	Überlappnaht HCT780XD Z70 (DP 800), HCT690T Z100 (TRIP700)	75
5.2.3.	Härteverläufe	80
5.2.3.1.	Überlappnaht 22MnB5+AS	80
5.2.3.2.	Überlappnaht HCT780XD Z70 (DP 800), HCT690T Z100 (TRIP700)	82
5.2.4.	Mikroskopische Untersuchungen	83
5.2.4.1.	Überlappnaht 22MnB5+AS	83

5.2.4.2.	Überlappnaht HCT780XD Z70 (DP 800), HCT690T Z100 (TRIP700)	86
5.2.5.	Benetzungsverhalten	87
5.2.6.	Schutzgas	89
5.2.7.	Thermische Untersuchung	90
5.2.8.	Phosphatierungsverhalten	92
<b>6.</b>	<b>Betrachtung von Optimierungskriterien</b>	<b>94</b>
6.1.	Werkstofftechnische Betrachtungen	95
6.1.1.	Legierungssysteme	95
6.1.2.	Einfluss von Oberflächenbeschichtungen	96
6.1.3.	Streckenenergiebetrachtungen	96
6.2.	Betrachtung des Einflusses von Nahtgeometrie, Schutzgas und Gerätetechnik	96
6.2.1.	Nahtgeometrie	96
6.2.2.	Gerätetechnik	97
<b>7.</b>	<b>Übertragung der Ergebnisse auf andere hochfeste Stähle</b>	<b>97</b>
<b>8.</b>	<b>Erprobung unter seriennahen Bedingungen</b>	<b>99</b>
<b>9.</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>101</b>
<b>10.</b>	<b>Anhang</b>	<b>104</b>

## Abkürzungsverzeichnis

Ar		Argon
A <sub>v</sub>	[J]	Kerbschlagarbeit
BH-Stahl		Bake-Hardening-Stahl
b <sub>N</sub>	[mm]	Lötspaltbreite
CFK		Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CO <sub>2</sub>		Kohlendioxid
CP-Stahl		Complexphasen-Stahl
DP-Stahl		Dualphasenstahl
F	[N]	Kraft
FM		Flussmittel
GW		Grundwerkstoff
IF-Stahl		Interstitial Free-Stahl
I <sub>Ist</sub>	[A]	Stromstärke Istwert
KTL		Kathodisches Tauchlackieren
L	[mm]	Probenlänge
LB		Lichtbogen
MAG-Schweißen		Metall-Aktiv-Gas-Schweißen
MIG-Schweißen		Metall-Inert-Gas-Schweißen
MIG-Löten		Metall-Inert-Gas-Löten
MSG-Schweißen		Metall-Schutzgas-Schweißen
MS-Stahl		Martensitphasen-Stahl

O <sub>2</sub>		Sauerstoff
PA		Lötposition „Wannenposition“
PB		Lötposition „Horizontal“
PC		Personal Computer
P <sub>L</sub>	[W]	Laserleistung
Pm		Pikometer (1 Pm = 10 <sup>-12</sup> m)
Q	[kJ/cm]	Streckenenergie
R <sub>m</sub>	[MPa]	Zugfestigkeit
t	[mm]	Blechdicke
T	[K]	Temperatur
TRIP-Stahl		Transformation Induced Plasticity Steel
ULSAB		Ultralight Steel Auto Body
U <sub>Ist</sub>	[V]	Spannung Istwert
v <sub>L</sub>	[cm/min]	Lötgeschwindigkeit
v <sub>D</sub>	[m/min]	Drahtfördergeschwindigkeit
WEZ		Wärmeeinflusszone
ZW		Zusatzwerkstoff

## **1. Einleitung. Kritische Bewertung der Literatur und Problemanalyse. Perspektiven.**

### **1.1. Bedeutung des Lichtbogenlötens an höherfesten Stahlblechen**

Lange Zeit war das MSG-Schweißen für die Herstellung stoffschlüssiger Verbindungen verzinkter Feinbleche das dominierende Fügeverfahren. Prozessspezifische Nachteile, wie ein instabiler Lichtbogen, und vor allem fehlender Korrosionsschutz im Verbindungsbereich haben zur alternativen Anwendung des MIG-Lötens geführt /1/. Das Löten mit Hilfe des Lichtbogens hat seit Mitte der neunziger Jahre einen enormen Aufschwung erlebt /2/. Die Vorteile gegenüber den Schweißverfahren mit Stahldrähten haben sich, einhergehend mit der Weiterentwicklung der Schweißgerätetechnik und Dank neuer Zusatzwerkstofflegierungen auf Kupfer-Basis, deutlich herausgebildet /3/, /4/.

Besonders in der Automobilbranche wird das MIG-Löten zum Verbinden dünnwandiger Bleche eingesetzt /5/. Es werden vielfach galvanisch verzinkte und feuerverzinkte Tiefziehbleche verwendet, aber auch Stahlbleche mit höheren Zugfestigkeiten werden zunehmend gelötet. Als Zusatzwerkstoffe werden Kupfer-Basis-Legierungen verwendet /6/.

Neben der Weiterentwicklung des MIG-Lötens sind neue Verfahrensvarianten mit und ohne Nutzung des elektrischen Lichtbogens als Energiequelle hinzugekommen. Hier sind die Laser- und Plasma-Lötverfahren zu nennen /7/, /8/. Charakteristische Eigenschaften dieser Fügeverfahren sind die relativ niedrige thermische Beanspruchung während des Fügens, so dass der Verzug gering gehalten wird, sowie die unerhebliche Beeinflussung der Zinkschicht /9/, /10/. Darüber hinaus wird eine hohe Prozesssicherheit im automatisierten Betrieb gewährleistet, auch wenn die Bauteile toleranzbehaftet oder mit organischen Rückständen aus den vorangegangenen Umformprozessen belegt sind.

Die Werkstoffeigenschaften und die Bauteilfunktionen der gegenwärtig verwendeten Stahlbleche haben einen entscheidenden Einfluss auf die Auswahl der Zusatzwerkstoffe. Die Neuentwicklung von hochfesten Grundwerkstoffen erfordert in zunehmendem Maße die einhergehende Abstimmung mit geeigneten Loten.

Aus ökologischen und ökonomischen Gesichtspunkten heraus rückt die gewichtsoptimierte Auslegung der Rohkarosserien im Automobilbau zunehmend in den Vordergrund /11/. Besonders die Wettbewerbssituation gegenüber alternativen Leichtbauwerkstoffen, wie Aluminium, Magnesium und CFK-Werkstoffen, macht es erforderlich, neue Stahlwerkstoffkonzepte mit Blick auf eine gewichtsoptimierte Fahrzeugkarosse weiter zu verbessern bzw. zu entwickeln /12/.

Die Gewichtsreduzierung der Rohkarosse, die mit 20-30 % die schwerste PKW-Fahrzeugkomponente darstellt, erfüllt vor allem durch die Reduzierung des Kraftstoffverbrauches Umweltaspekte und Einsparpotentiale /13/.

## **1.2. Entwicklungsstand bei höherfesten Dünnblechen und geeigneten Lotwerkstoffen**

Der Leichtbau auf Stahlbasis erfordert immer neue und höherfestere Werkstoffe. Für den erfolgreichen Einsatz in der Produktion muss an diesen Blechen die Schweiß- bzw. Lötignung nachgewiesen werden. Nur dann können diese neu entwickelten Werkstoffe mit angepassten Fügeverfahren von der Industrie verarbeitet werden.

Seit den 80er Jahren wurden in der Stahlindustrie verstärkt höherfeste Bleche eingesetzt. Mit reduzierten Blechdicken sollen bei gleichbleibender Bauteilsteifigkeit und verbesserten Festigkeitseigenschaften Gewichtseinsparungen ermöglicht werden /14/. Anspruchsvolle Projekte der Stahlproduzenten, wie zum Beispiel das ULSAB-Projekt beinhalten neue, innovative Stahlwerkstoffe und Fertigungstechniken, die im Automobilbau zukünftig zum Einsatz kommen sollen /15/, /16/. Problematisch erweisen sich bei diesen Werkstoffen vielfach die verminderte Umformbarkeit und die bedingte Fähigkeit zum thermischen Fügen ohne Verlust der eigens erhöhten Festigkeitseigenschaften /17/.

Eine wesentliche Aufgabe bei der Entwicklung höherfester Stähle ist die Verbesserung des Verhältnisses zwischen Festigkeit und Umformbarkeit unter Berücksichtigung des Verhaltens bei Schweiß- und Lötprozessen. Die Stahlindustrie hat sich verschiedenster Konzepte bedient, um die Festigkeitseigenschaften der Stahlbleche zu erhöhen. Bei konventionellen Stählen werden unterschiedlichste Festigkeitsmechanismen realisiert /18/. Die Entwicklung von höherfesten Stählen und Anwendungsbeispiele werden in /19/ und /20/ beschrieben.

Im ersten Schritt wurden Stahlkonzepte im Festigkeitsbereich bis ca. 500 N/mm<sup>2</sup> entwickelt. Typische Vertreter dieser Gruppe der Mischkristallhärter sind die höherfesten IF-Stähle und phosphorlegierte Stähle. Diese Werkstoffe kommen vorwiegend bei Tiefziehteilen, wie Türen, Seitenteilen, Dächern oder Hauben, zum Einsatz.

Bei den mikrolegierten Stählen, die für struktur- und crashrelevante Teile der PKW-Karosserie verwendet werden, sind die Effekte der Kornfeinung und Ausscheidungshärtung ausgenutzt worden.

Die sogenannten BH-Stähle stellen eine besondere Form der Festigkeitssteigerung dar. Bauteile, die einen geringen Umformgrad haben, erfahren bei der Wärmebeaufschlagung während der automobiltypischen Lackeinbrennbehandlung eine Streckgrenzensteigerung von ca. 40 N/mm<sup>2</sup> /21/.

Später wurden die Mehrphasenstähle-Stähle mit Festigkeiten größer 500 N/mm<sup>2</sup> und extrem hohen Festigkeiten bis über 1000 N/mm<sup>2</sup> entwickelt /22/. Hier sind Festigkeitssteigerungen basierend auf mehrphasigen Gefügen erzeugt worden. In Abhängigkeit von der kombinierten



Phasenmatrix unterscheidet man die DP-Stähle, TRIP-Stähle, CP-Stähle und MS-Stähle /23/, sowie pressgehärtete Stähle /24/. Anwendungen sind tragende und sicherheitsrelevante Komponenten an der Karosserie. A-Säulenverstärkung, B-Säulen, Seitenaufprallschutz /25/, Schweller, Rahmenteile, Stoßfänger, Türverstärkungen sowie Quer- und Dachträger sind typische Bauteile /26/, /27/.

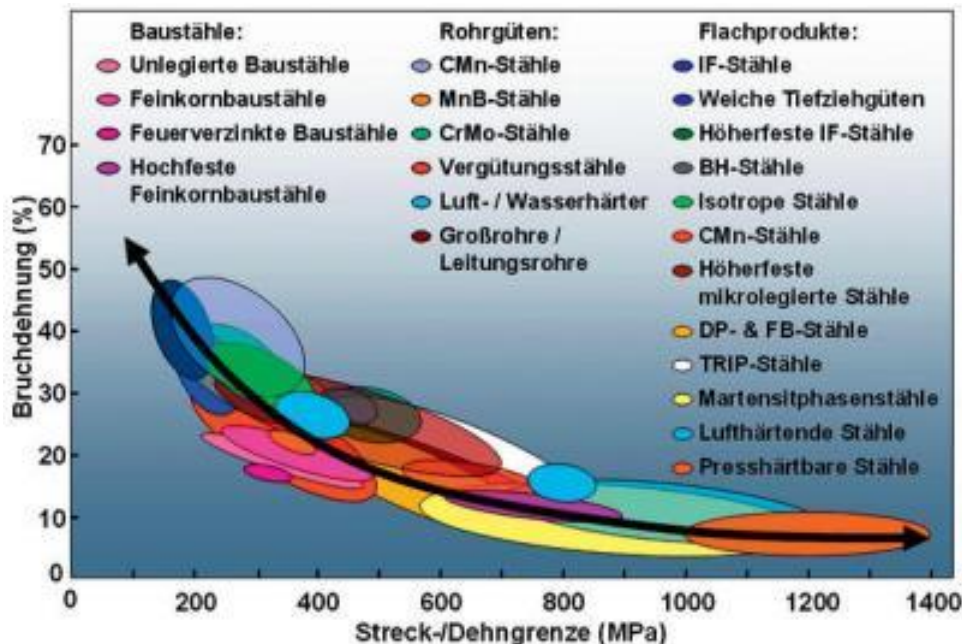


Bild 1: Klassifizierung der Stähle nach Duktilität und Festigkeit /28/

Neben der Betrachtung des Grundwerkstoffes ist auch das am besten geeignete Fügeverfahren auszuwählen. Im Karosseriebau wird eine Vielzahl von Fügeverfahren eingesetzt /29/. In starkem Maße finden die Widerstandsschweißverfahren, und hierbei insbesondere das Punktschweißen, sowie das MSG-Schweißen Anwendung. Jedoch zeichnet sich beim MSG-Schweißen von Stahlkarosserien eine rückläufige Entwicklung ab /30/.

Insbesondere der zunehmende Einsatz von oberflächenveredelten Stahlblechen, Leichtmetallen und Werkstoffkombinationen erschweren das Schweißen oder machen es teilweise unmöglich /31/. Die Fügeverfahren Clinchen, Nieten, Kleben und kombinierte Verfahren, wie z.B. Klebnieten gewinnen zunehmend an Bedeutung /32/, /33/. Bei den thermischen Fügeverfahren hat der Anteil des Lichtbogenlötens mit Kupferbasisloten in den letzten Jahren stetig zugenommen /34/. Als Standardlegierung wird bei diesem Fügeverfahren vorwiegend das Lot CuSi3Mn1 eingesetzt. Diese Legierung hat sich in den letzten Jahren zum Volumenprodukt, besonders in der Automobilindustrie und deren Zulieferern, entwickelt. Gegenwärtig ist der Bedarf der CuSi3Mn1-Legierung konstant. Marktrecherchen

prognostizieren dieser Legierung einen gleichbleibenden Verbrauch. Die Kupfer-Silizium-Bronze zeichnet sich besonders durch ihr gutes Fließverhalten, ausreichend hohe Festigkeit, vergleichbar mit dem Stahlwerkstoff S 355, und vor allem durch einen noch relativ niedrigen Preis aus.

Als ein höherwertiger alternativer Zusatzwerkstoff findet die Legierung CuAl7 zunehmend Anwendung /35/. Dieser Lotwerkstoff verfügt über gesteigerte Festigkeitseigenschaften und ist unempfindlicher gegenüber dem Loteindringen in die Korngrenzen des Stahles und damit der Löttrissigkeit. Darüber hinaus weisen Aluminiumbronzen ein besseres Phosphatierungsverhalten der Löt Nähte an verzinkten Karosserieblechen auf. Eine dicht ausgeprägte Phosphatierungsschicht gewährleistet einen stabilen Lackierprozess im KTL-Verfahren und trägt zu einer höheren Korrosionsbeständigkeit bei.

Für Anwendungen mit erhöhten Anforderungen an Festigkeit und Verarbeitungseigenschaften, werden mit Nickel- und Mangan legierte Kupfer-Aluminiumlote verstärkt eingesetzt. Durch das Zulegieren dieser Elemente wird das Benetzungsverhalten verbessert und die Festigkeit erhöht. Ein typischer Vertreter dieser Legierungsgruppe ist das Lot CuAl8Ni2Fe2Mn2. Darüber hinaus wurde die kostengünstigere Sonderlegierung CuAl5Ni2 entwickelt. Bei diesem Lot wurde auf die Mangan- und Eisengehalte von jeweils 2 %, sowie auf 3 % Aluminium verzichtet. Der Festigkeitsverlust, insbesondere auch bei höheren Betriebstemperaturen bis ca. 400°C gegenüber der Standardlegierung CuAl8Ni2Fe2Ni2 ist relativ gering. Für festigkeitsrelevante Verbindungen, beispielsweise in der Magnetventiltechnik, werden zwischenzeitlich Legierungen des Typs CuMn12Ni2 eingesetzt. Dieses Lot hat ein ausgezeichnetes Streckgrenzenverhältnis.

Auf der Herstellerseite sind neben Massivdrahtelektroden auch Fülldrahtelektroden auf Kupferbasis mit erhöhten Festigkeitseigenschaften entwickelt worden /36/. Mit der Legierung CuAlSiMn2-3-1 wurde der Stahl DP 600 (HDT580X+ZE) sicher verbunden. Bei allen Versuchen mit diesem Lot wurde der Bruch im Grundwerkstoff festgestellt. Als zweite Legierung für den HDT580X+ZE wurde der Fülldraht CuSiMn3-7 hergestellt. Die Festigkeiten der genannten Lote betragen 650 - 680 N/mm<sup>2</sup>. Die Werte des HCT690T+ZE konnten jedoch nicht in jedem Fall erreicht werden.

Auf dem Gebiet der Anwender, insbesondere der Automobilhersteller, werden ständig Lote mit hochfesten Eigenschaften erprobt. In der Vergangenheit wurden neue Stahlqualitäten entwickelt, ohne dass geeignete Lote zur Verfügung standen. Zwischenzeitlich werden seitens der Stahlhersteller bei Neuentwicklungen die Zusatzwerkstoffhersteller in die Entwicklung mit einbezogen.

Die Forderung, die Automobilkarosserie immer leichter und gleichzeitig hochfest zu gestalten, erfordert die Neuentwicklung und Erprobung von speziellen Zusatzwerkstoffen /37/. Neben den bisher bekannten hochfesten Blechqualitäten wurde der höchstfeste pressgehärtete

Stahlblechtyp 22MnB5 entwickelt /38/. Beim Fügen dieses Werkstoffes steht eine möglichst geringe thermische Beeinflussung des Grundwerkstoffes im Vordergrund /39/. Die Lötverfahren können hier entscheidende Verfahrens- und Eigenschaftsvorteile erbringen.

In der Regel wird als Schutzgas reines Argon 4.6 nach DIN EN ISO 14175 eingesetzt. Für Zinkschichtdicken  $< 20\text{ }\mu\text{m}$ , wie im Karosseriebau üblich, genügt Argon den Anforderungen. Bei dickeren Zink-Beschichtungen sind die Schutzgase  $\text{Ar} + 2,5\% \text{CO}_2$  und  $\text{Ar} + 3\% \text{O}_2$  vorteilhaft, weil die Spritzer- und Porenneigung reduziert wird /40/, /41/. Gleichzeitig wird die Oxidbildung auf der Nahtoberfläche reduziert und das Benetzungsverhalten verbessert /42/, /43/.

### **1.3. Lichtbogenlöten an höherfesten Stahlblechen und Verfahrensgrenzen**

Das Lichtbogenlöten von Tiefziehblechen für den Karosserieaußenbereich ist heute Stand der Technik. So wurde bereits im Jahre 1997 in /44/, /45/ und /46/ nachgewiesen, dass am sogenannten Bake-Hardening-Stahl ZStE180 BH mit der Kupferlegierung CuSi3Mn1 durchaus vergleichbare Festigkeitswerte im Vergleich zum Stahl S255 erzielt werden können /47/. Bei der Legierungszusammensetzung einer Kupferbasislegierung sind hinsichtlich der erzielbaren Festigkeit Grenzen gesetzt. Durch das Zulegieren der Elemente Mangan, Nickel, Silizium, Aluminium und gegebenenfalls anderer Beimengungen lässt sich die Festigkeit im Vergleich zu den niedrig legierten Kupferlegierungen erhöhen.

Das Zulegieren von Elementen in erhöhtem Maße wird durch folgende Faktoren begrenzt:

1. Die Kosten des Zusatzwerkstoffes machen ein wirtschaftliches Fertigen nicht mehr möglich. Durch den ohnehin hohen Rohmaterialpreis des Kupfers erscheint das Schweißen mit Eisenbasisdrähten, trotz deren Nachteile, als wirtschaftlicher.
2. Beim Anreichern der Lote mit Legierungselementen verändern sich die ursprünglichen Eigenschaften /48/. Gleichzeitig dringen Legierungsanteile in den GW und führen zu Veränderungen der Ausgangseigenschaften. Ein Festigkeitsanstieg im Fügebereich ist dadurch nur begrenzt möglich.
3. Der Herstellungsprozess beim Gießen, Strangpressen und Ziehen lässt sich bei bestimmten Legierungszusammensetzungen nicht mehr beherrschen. In der vorliegenden Arbeit sollen diese Restriktionen betrachtet werden.

Neben den genannten Einschränkungen werden Lötprozess und Lötergebnis mit steigender Festigkeit der Bleche zunehmend beeinflusst. Mit steigender Zugfestigkeit der Stahlblechqualität tritt vermehrt Lötrissigkeit auf. Wenn im Bereich der Fugestelle eine Kaltumformung stattgefunden hat, steigt die Gefahr von Lötrissen, die letztlich einen Bruch auslösen können.

Die Oberflächenbeschichtung kann ebenfalls das Lötverhalten beeinträchtigen. So treten bei dem im Automobilbau verwendeten höchstfesten Werkstoff 22MnB5 in der Variante mit einer Aluminium-Silizium-Beschichtung Benetzungsprobleme auf /49/. Vorteile dieses Werkstoffes sind die Reduzierung der Blechdicke und des Bauteilgewichtes, verbesserte Crasheigenschaften sowie die Herstellung komplexer Teile mit hohen Umformgraden /50/. Der Fertigungsprozess des Presshärtens ist in /51/ beschrieben. Die weitverbreitete zusätzliche organische Beschichtung aus Korrosionsschutzgründen an verzinkten Blechen stört ebenfalls das Benetzungsverhalten der Lote. Neben der Optimierung des Lötprozesses mit höherfesten Kupferlegierungen soll in den Untersuchungen ebenfalls das Benetzungsverhalten betrachtet werden.

## **2. Wissenschaftliche Problemstellung und Lösungsmöglichkeiten**

Durch den Wärmeeinfluss während des Schweißprozesses werden die mechanischen Eigenschaften der hochfesten Bleche nachteilig beeinflusst. Um den Festigkeitsabfall in der WEZ zu reduzieren, muss die eingebrachte Streckenenergie reduziert werden. Dies ist nur durch einen energiearmen Prozess und / oder niedrig schmelzende Lote zu erreichen. Der Einfluss von Legierungselementen auf die Festigkeitseigenschaften, das Benetzungsverhalten und die Arbeitstemperatur ist zu untersuchen.

Die Anteile der Legierungselemente werden einerseits auf Grund der metallurgischen Verträglichkeit untereinander anhand der Phasenmodelle der Legierungskombinationen und andererseits infolge gieß- und ziehtechnischer Restriktionen eingegrenzt. Es soll nachgewiesen werden, dass theoretisch ermittelte Legierungszusammensetzungen der Lote gepaart mit Prozessoptimierungen einen Beitrag zur Verbesserung der mechanischen und metallurgischen Eigenschaften im Vergleich zum Schweißprozess führen. Der Zusammenhang des Einflusses der theoretisch ermittelten Streckenenergie und der tatsächlichen Wärmebeeinflussung in Abhängigkeit vom Prozess soll untersucht werden. Dabei ist besonders der Einfluss der unterschiedlichen Legierungselemente auf das Verarbeitungsverhalten und auf die Eigenschaften der Lötverbindung zu betrachten.

Bei der Bestimmung der Legierungszusammensetzung stehen eine hohe Festigkeit, ein kleiner Benetzungswinkel, eine niedrige Arbeitstemperatur des Lotes, eine hohe Fügegeschwindigkeit und ein verbessertes Phosphatierungsverhalten im Vordergrund. Nach den bisher bekannten Phasenmodellen können die Legierungselemente nur in bestimmten Mengen zulegiert werden. Gleichfalls ist die Zugabe einiger Elemente aus gieß- und ziehtechnischen Gründen nur in bestimmten Grenzen möglich. Unter Berücksichtigung der erstgenannten Punkte lassen sich die gewünschten Eigenschaften im Lötprozess und den nachfolgenden mechanischen und metallurgischen Untersuchungen nachweisen. Die gewonnenen Erkenntnisse werden unter praxisnahen Bedingungen bestätigt.

## 2.1. Problemdarstellung

Die Vorteile des Lichtbogenlötens als Alternative zu anderen Fügeverfahren sind der weitestgehend erhaltene Korrosionsschutz bei metallisch beschichteten Blechen, der geringe Verzug, einfache mechanische Nacharbeit der Löt Nähte und ein relativ homogenes Eigenschaftsfeld über den Nahtquerschnitt.

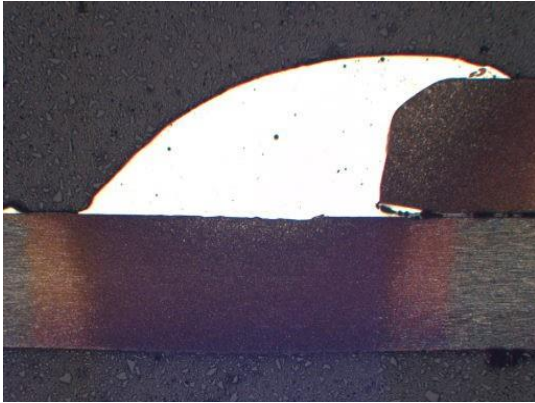


Bild 2: Makroschliff CuSi3Mn1

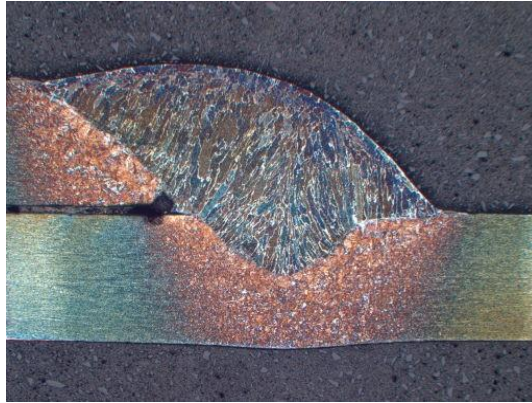


Bild 3: Makroschliff G4Si1

Diese Vorzüge, besonders im Vergleich zu den Schmelzschweißverfahren, sollen aber nicht nur am S255, sondern auch, soweit möglich, an höherfesten Werkstoffen zum Tragen kommen. Kupfer-Standardlote, vor allem die in der Industrie verwendeten Volumenprodukte, wie der CuSi3Mn1 und der CuAl7, erreichen maximale Zugfestigkeiten von 350 - 450 N/mm<sup>2</sup>. Für Stahlwerkstoffe mit geringer Festigkeit sind diese Lote ausreichend. Im Zugversuch von Stumpfverbindungen tritt der Bruch in der Regel im wärmebeeinflussten Grundwerkstoff auf /52/.

Untersuchungen belegen, dass beim Lichtbogenlöten mit Fülldraht des Typs CuSi3MnAl eine fast 50%ige Reduzierung der Streckenenergie zum vergleichbaren Schweißprozess mit Stahldraht G 46 2 M G3 Si 1 möglich ist /53/. Somit ist der Einfluss auf die WEZ deutlich geringer, als beim Schweißen mit einem Stahldraht. Insbesondere an höherfesten Stahlblechen ist diese Erscheinung verstärkt festzustellen. Zielführend ist die Steigerung der Zugfestigkeit, die zum einen über eine geeignete Legierungszusammensetzung des Lotes unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten und zum anderen über eine reduzierte Wärmeeinbringung in den Grundwerkstoff erreicht werden kann /54/, /55/. Durch die Verwendung spezieller Kupferlote soll die Festigkeit der WEZ nur soweit verringert werden, dass die Zugfestigkeiten des Lötgutes und der WEZ auf ähnlichem Niveau liegen. Bei Verwendung eines Stahldrahtes hat der Zusatzwerkstoff zwar eine höhere Zugfestigkeit, aber der thermische Einfluss auf den Grundwerkstoff ist wesentlich höher, so dass die WEZ an Festigkeit verliert und die Härtewerte ansteigen.

### 2.1.1. Problematik hochfester Grundwerkstoff

Hoch- und höchstfeste Stahlbleche reagieren in Abhängigkeit von ihrer metallurgischen Beschaffenheit unterschiedlich auf die Wärmebeeinflussung im Fügebereich. Mit Hilfe der unterschiedlichen Lötverfahren sollen die negativen Einflüsse in der WEZ im Vergleich zum Schweißen reduziert werden. Eine erhöhte Anfälligkeit für das Loteindringen bzw. die Löttrissigkeit bei Verwendung von Kupfer-Basis-Loten ist bei zunehmender Festigkeit der Grundwerkstoffe nachgewiesen worden. Vielmals liegen die Fugestellen in einem kaltverformten Bereich. Das Bestreben der Bleche, die ursprüngliche Form während und nach der Wärmebehandlung wieder anzunehmen, erhöht die Gefahr der Löttrissbildung /56/.

Der wesentliche Unterschied zwischen den typischen MIG-/MAG-Schweißverfahren und dem MIG- bzw. Laserlöten liegt in den unterschiedlichen Schmelztemperaturen der verwendeten Zusatzwerkstoffe auf Eisen- und Kupferbasis /57/. Im Ergebnis der deutlich unterschiedlich eingebrachten Streckenenergien ergeben sich im Bereich der WEZ voneinander abweichende Härte- und Zugfestigkeitswerte. Der Härteanstieg und der Festigkeitsabfall in der WEZ sind beim Schweißen deutlich ausgeprägter. Im MIG- bzw. Laserlötverfahren ergibt sich zwangsläufig ein gleichmäßigeres Eigenschaftsfeld über den gesamten Nahtquerschnitt.

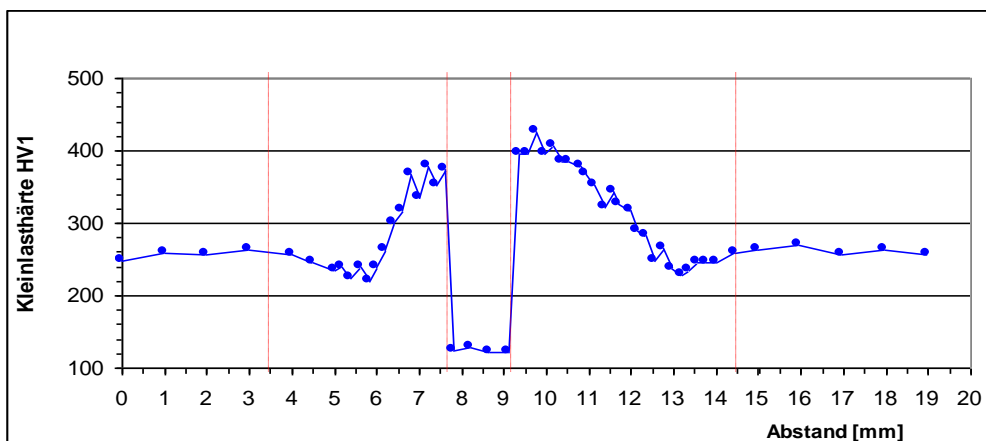


Bild 4: Härteverlauf einer Überlappnaht, Verfahren: MIG-Löten, GW: HCT800X, ZW: CuAl7

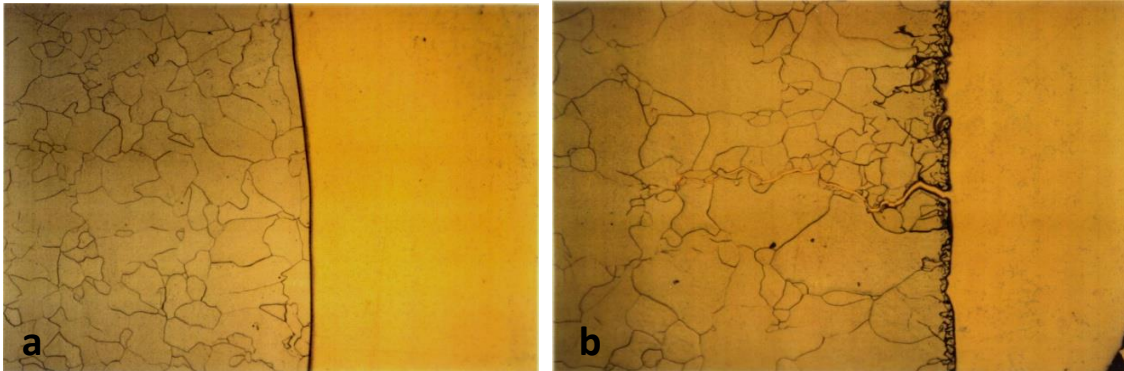
### 2.1.2. Löten vs. Schweißen

Der unterschiedliche Energieeintrag beim MIG- bzw. Laserlöten und Schweißen wird vielfach herangezogen, wenn die höhere Fügeschwindigkeit und die geringere Streckenenergie während des Lötprozesses zu verbesserten Eigenschaften im Fügebereich führen sollen /58/.

In verschiedenen Dokumentationen über ermittelte Parameter im Vergleich der Fügeverfahren werden für das Lichtbogenlöten weniger Energieeinbringung und eine deutlich höhere Fügeschwindigkeit angeführt. Einen wesentlichen Einfluss auf den Prozess haben die Schweißstromquellen. In den vergangenen Jahren wurden die Anlagen an die gestiegenen



Anforderungen angepasst. Bei speziellen marktüblichen Stromquellen wird auf mechanische oder elektronische Weise die Energiezufuhr deutlich abgesenkt. Durch den sogenannten „kalten Lichtbogen“ wird der Grundwerkstoff thermisch geringer beeinflusst. Infolge der verminderten Energieeinbringung wird der Verzug besonders im Dünnblechbereich minimiert. Darüber hinaus ist die Beeinflussung des Grundwerkstoffes im Bereich der WEZ geringer. Die Diffusionszone bildet sich gleichmäßiger aus, so dass die Gefahr von Lötrissen reduziert wird. Die Loteindringung an sich stellt kaum eine Gefahr dar. Hierbei handelt es sich im Wesentlichen um eine Werkstoffinhomogenität zwischen dem Stahlwerkstoff und dem in die Korngrenzen eingedrungenen Kupferwerkstoff.



Bilder 5a, b: Diffusionszone mit und ohne Loteindringung, M 200:1,  
GW: ZStE180BH, ZW: CuSi3Mn1

In der Regel kommt beim MIG-Löten der Impulslichtbogen zum Einsatz. Eine gute Spaltüberbrückung und eine konkave Naht sind kennzeichnend für den Kurzlichtbogen. Der Einfluss der Lötposition ist nicht unwesentlich. Bereits in /59/ wurde nachgewiesen, dass die Lötposition einen Einfluss auf die Loteindringung in den Grundwerkstoff hat. In der Steigposition mit geringerer Lötgeschwindigkeit wurde das Eindringen des Lotes in den Grundwerkstoff wesentlich häufiger und tiefer festgestellt, als zum Beispiel in der Position PA bzw. PB. Der Anteil und die Tiefe des eindringenden Lotes steigen mit zunehmender Blechdicke. Die Intensität ist von der eingebrachten Streckenenergie abhängig.

Besonders bei sehr dünnen Blechen oder bei hochlegierten Stahlblechen kommt es infolge der konzentrierten Wärmezufuhr, insbesondere beim Arbeiten im Kurzlichtbogen, häufig zu Verzugserscheinungen. Durch eine verminderte Energiezufuhr, beispielsweise im sogenannten „kalten Prozess“, wird die eingebrachte Wärmemenge reduziert. Nachteilig kann sich im Ergebnis dieses Prozesses eine konvexe Naht auswirken.

Beim Schweißen mit Eisenbasis-Zusatzwerkstoffen wird im Vergleich zum Lichtbogenlöten im Bereich der Fugestelle ein Großteil des Grundwerkstoffes aufgeschmolzen. Im MIG-Lötprozess mit Kupferbasisloten wird das Grundmaterial nicht oder nur unwesentlich angeschmolzen.

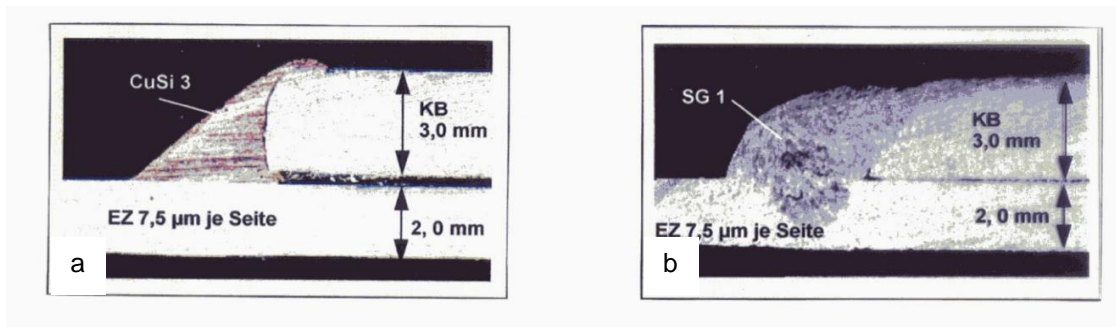


Bild 6a, b: Vergleich einer MIG gelöteten und geschweißten Überlappnaht

Bei der Betrachtung der MIG- und Laserlötverfahren sind werkstoff-, verfahrens- und anwendungsspezifische Kriterien zu berücksichtigen /60/. Das MIG-Löten findet vorwiegend im Innenbereich von Fahrzeugkarosserien Anwendung. Dagegen ist das bevorzugte Einsatzgebiet des Laserlötens die Außenhaut der Karosserie /61/, /62/, /63/. Als Vorteile des Laserlötens sind besonders die hohe Fügegeschwindigkeit und die saubere schmale Lötnaht, die keiner weiteren Nachbearbeitung bedarf, hervorzuheben /64/, /65/. Für die Parameterfindung und die Nahtverfolgung ist ein kurvenreicher Nahtverlauf mit wechselnden Stößen problematisch /66/. Größere und schwankende Nahtspalte können im MIG-Lötverfahren besser beherrscht werden. Die Forderungen der Automobilindustrie nach neuen Fertigungs- und Werkstoffkonzepten sowie Leichtbau zur Steigerung der Gebrauchs- und Produkteigenschaften bei langfristigem, nachhaltigem Korrosionsschutz sind in /67/ und /68/ beschrieben.



Bild 7: Bördelnaht, Verfahren: Laserlöten, GW: Tiefziehblech, ZW: CuSi3Mn1

Im Laserhybridverfahren lassen sich die Vorteile der MIG- und Laserlötverfahren verbinden /69/. Die Verwendung von Eisenbasis-Drähten führt zu den unter Abschnitt 1.1. angeführten Nachteilen.

## 2.2. Lösungsstrategien und angestrebte Lösungswege

Ausgangspunkt der Betrachtungen sind die Analyse und die Auswahl bestehender Kupferlegierungen für höherfeste Bleche. Zusätzlich erfolgt die Herstellung neuer Legierungen, die eine Verbesserung der mechanischen und metallurgischen Eigenschaften



sowie der Verarbeitungseigenschaften erwarten lassen. Bei den Untersuchungen werden Industrieinteressen und die Kosten berücksichtigt. Versuche sollen sowohl im Laser- als auch im MIG-Lötverfahren durchgeführt werden. Der Untersuchungsumfang umfasst sechs bekannte und sieben neu erschmolzene Kupferbasiszusatzwerkstoffe.

Folgende Lösungen werden angestrebt:

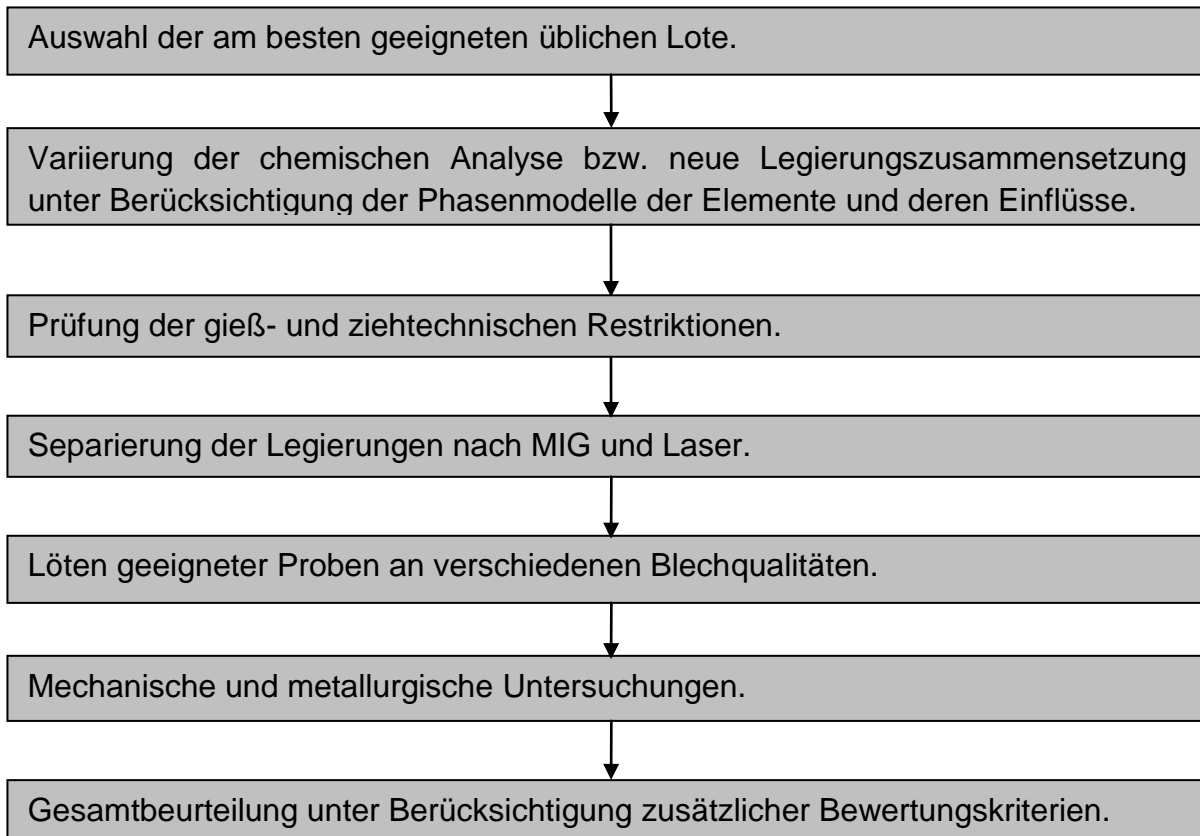


Bild 8: Lösungsweg zur Legierungsermittlung

Wesentliches Ziel der Arbeit ist die Untersuchung verschiedener Lote mit dem Ziel verbesserter Verarbeitungs- und Gebrauchseigenschaften. Voraussichtlich lassen sich die zum Ziel gesetzten Eigenschaften nicht nur mit einer einzigen Lotlegierung umsetzen. Aus diesem Grund wurde eine vergleichsweise hohe Anzahl von Legierungen untersucht.

Der Ablauf stellt sich wie folgt dar:

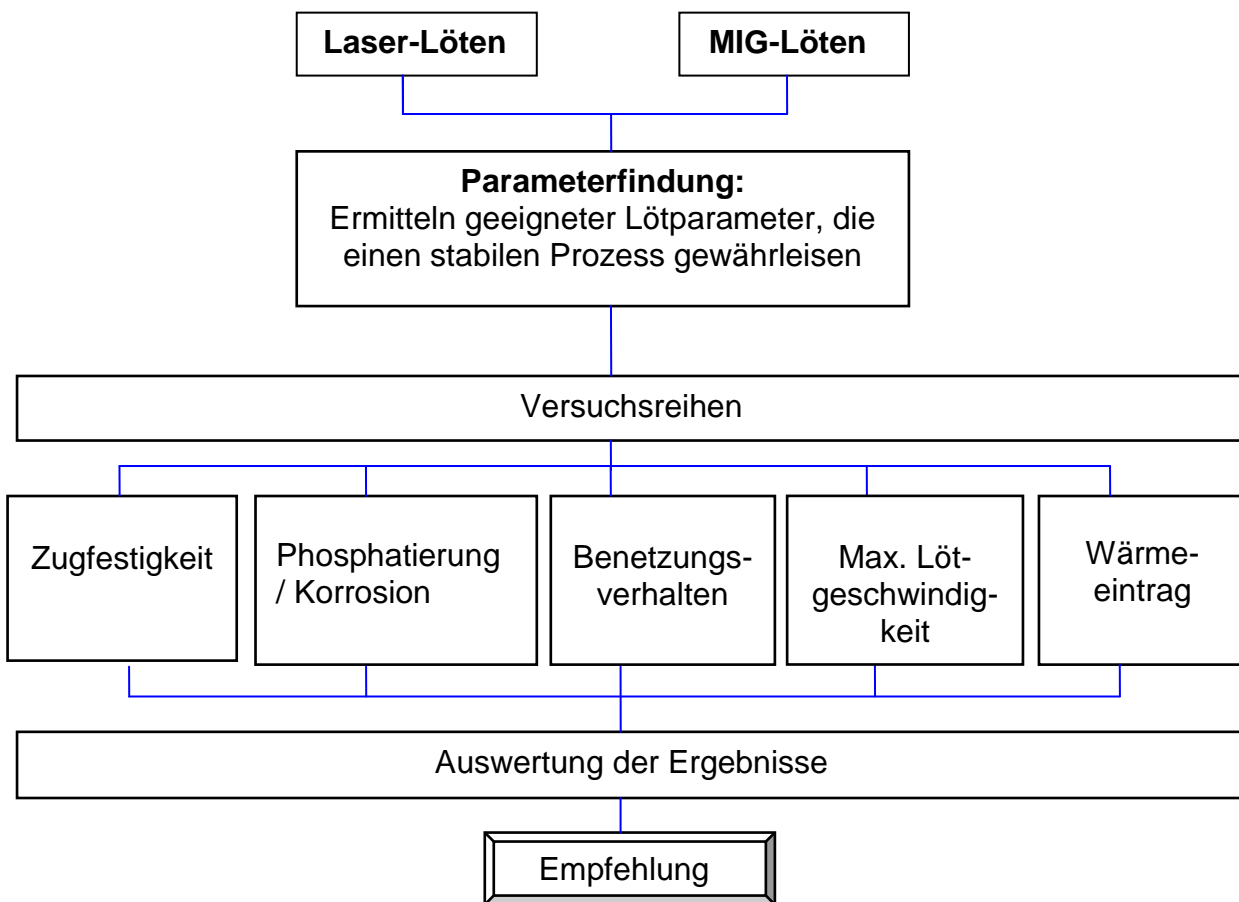


Bild 9: Untersuchungsablauf

### 3. Theoretische Herleitung eines Mehrphasenmodells auf Kupferbasis mit erhöhten Festigkeitseigenschaften

#### 3.1. Voraussetzungen für die Legierungsbildung in Kupfer

Ausgangspunkt für eine Legierungsbildung mit bestimmten Eigenschaften ist die Betrachtung geeigneter Elemente. Für die Auswahl der Legierungselemente sind die Kriterien der Herstellbarkeit, des Prozessverhaltens beim Löten und der Eigenschaften des Lotes im Fügebereich zu berücksichtigen.

In /70/ werden Entstehungsvoraussetzungen für die Mischkristallbildung beschrieben. Die Untersuchungen werden vorwiegend an Zweistoffsystemen durchgeführt. Eine Mischkristallbildung setzt voraus, dass beide Metalle in flüssigem Zustand mischbar sind und für sich jeweils das gleiche Kristallgittersystem bilden. Nicht alle Elemente sind dafür geeignet, weil sie aus metallurgischen Gründen nicht legierungsfähig sind oder unerwünschte

Nebenwirkungen haben, wie die Verschlechterung der Verarbeitungseigenschaften oder Versprödungserscheinungen /71/, /72/.

Zielführend für die Arbeit ist, die Legierungszusammensetzung so zu wählen, dass Eigenschaften, wie Fließverhalten, Arbeitstemperatur, Zugfestigkeit und der Fügeprozess sowie der Einsatz an höherfesten Werkstoffen optimiert werden können. Untersucht werden Möglichkeiten zur Kombination neuer Legierungen aus Kupfer und anderen Elementen, wobei bisherige Standardlegierungen den Ausgangspunkt bilden. Bei der Auswahl der Legierungselemente kommen als bewährte Volumenanteile Aluminium, Mangan, Silizium, und Nickel in Frage. Ausgehend von den Eigenschaften möglicher kleinerer Beimengungen wurden Eisen, Zink, Zinn, Silber, Beryllium und Chrom ausgewählt. Im Abschnitt 3.3. wird die Auswahl der Legierungselemente näher erläutert. Die in Frage kommenden Elemente werden hinsichtlich ihrer wesentlichen Eigenschaften näher betrachtet.

**Gießbarkeit:** Der Begriff Gießbarkeit beinhaltet eine Reihe von Eigenschaften, die die Gussqualität entscheidend bestimmen. An die Gebrauchseigenschaften werden Anforderungen, wie Fließ- und Formfüllungsvermögen, unzulässige Schrumpfungen, Warmrissneigung, Gasaufnahme und Seigerungen, gestellt. Reines Kupfer nimmt im flüssigen Zustand Sauerstoff von der Luft auf und gibt diesen beim Erstarren wieder ab. Als Folge wird das Kupfer porös. Durch die Zugabe von Phosphor, Silizium, Mangan, Aluminium, Zink oder Zinn kann die Gießbarkeit verbessert werden. Kupfer-Nickel- und Kupfer-Aluminium-Legierungen eignen sich ebenfalls hervorragend für Gießprozesse. Beryllium kann in Anteilen von 0,2 – 3,0 % zulegiert werden. Die Gießbarkeit wird bei dieser aushärtbaren Legierung unwesentlich beeinflusst. Geringe Beimengungen von bis ca. 2 % Eisen, 4 % Silizium, 1% Silber, aber auch Mangananteile von 12 % haben keinen signifikanten Einfluss auf das Gießverhalten. Ebenso wirken sich Zugaben von ca. 1 % Chrom aus Festigkeitsgründen unerheblich aus.

**Umformbarkeit:** Bei der Verformbarkeit von Metallen spielt die Art des Metallgitters eine bedeutende Rolle. Sie resultiert aus dem Fließverhalten und entsteht aus dem Wandern von Versetzungen. Hinderlich für die plastische Verformung sind Gitterdefekte und Fremdatome. Kupfer lässt sich sowohl bei Raumtemperatur als auch bei höheren Temperaturen hervorragend umformen. Die gute Verformbarkeit von Nickel und Aluminium findet sich auch bei der Legierungsbildung mit Kupfer wieder. Beryllium in Kupfer bewirkt nach starker Kaltumformung eine Erhöhung der Zugfestigkeit, der Härte sowie eine Abnahme der Dehnung. Kupfer-Eisen zeichnet sich bis zu ca. 2 % Eisenanteil durch eine sehr gute Kaltumformbarkeit aus. Kupfer-Zink-Legierungen sind hervorragend kaltumformbar. Mit Zinn legiertes Kupfer bewirkt ein besonders günstiges Verhältnis von Kaltumformung, Festigkeit und Härte. Die Elemente Silizium, Mangan, Silber und Chrom haben aus der Schmelzerfahrung von Kupferdrahtherstellern keinen nennenswerten Einfluss auf das Umformverhalten der Kupferlegierung.

**Zugfestigkeit:** Die relativ niedrigen Festigkeitswerte von Reinkupfer mit 200 – 300 N/mm<sup>2</sup> können mit Nickel- und Aluminiumanteilen deutlich erhöht werden. Zink ist in Kupfer nur begrenzt löslich und erreicht Zugfestigkeiten bei Gehalten von 5 – 45 % in technischem Messing von ca. 400 N/mm<sup>2</sup>. Das Legieren von Titan und Beryllium führt im Kupfer zu Festigkeitssteigerungen bis 700 – 800 N/mm<sup>2</sup>. Die Elemente Zinn, Mangan, und Chrom führen auch in geringen Anteilen zu erhöhten Festigkeiten, wobei sich Silberanteile nur unwesentlich auswirken.

**Korrosionsbeständigkeit:** Reines Kupfer zeichnet sich im Vergleich zu anderen Werkstoffen durch eine lange Haltbarkeit aus, obwohl auf seiner Oberfläche intensive chemische Reaktionen ablaufen. Diese Prozesse führen zu einer braunen oder gräulichen Oxydschicht, die sich über Jahre hinweg zu einer grün bis blauen Patina entwickelt. Die Oxyde und basische Salze bilden eine Schutzschicht, die weitere Korrosionserscheinungen verhindern kann. Die Patina kann aus Kupfersulfaten, Kupferchlorid oder Nitraten bestehen. Das Legieren von Nickel, Aluminium oder Chrom verbessert die Korrosionsbeständigkeit. Besonders Aluminium führt im Kupfer zu erhöhter Beständigkeit gegenüber salzhaltigen Medien, zum Beispiel Meerwasser. Zink, Zinn und Silber wirken sich in geringen Anteilen nicht auf die Korrosionsbeständigkeit aus.

**Fließverhalten:** Für die Benetzung und die Ausbildung einer konkaven Naht ist das Fließverhalten des Lotes von entscheidender Bedeutung. Nickel und Mangan sind als benetzungsfördernde Elemente bekannt. Besonders beim Löten von schwer benetzbaren Hartmetallen werden mit Nickel und Mangan legierte Silberlote verwendet. Silizium in geringen Gehalten bis ca. 3,0 % im Kupfer fördert auf Grund des geringen Schmelzbereiches das Fließverhalten. Die verstärkte Oxidbildung an Aluminium kann zu eingeschränktem Fließverhalten auf der Werkstoffoberfläche führen. Weitere in Frage kommende Elemente im Kupfer beeinflussen das Fließverhalten nur unwesentlich.

**Eignung MIG-Löten:** Kupfer mit begrenzten Aluminium-, Nickel-, Eisen-, Zinn-, Silizium-, Mangan-, Silber- und Chrom-Anteilen eignen sich ohne Einschränkungen für das MIG-Löten. Über die Wirkung von Beryllium im Lot liegen keine Erkenntnisse vor. Üblicher Weise findet Beryllium in Kupfergrundwerkstoffen Verwendung. Zinkhaltige Lote führen im Lötprozess zu starker Verdampfung von Zink und damit zu Poren, Spritzern und extremer Rauchentwicklung.

**Eignung Laserlöten:** Generell ist das Laserlöten mit CuSi- und CuNi-Legierungen unproblematisch. Legierungsanteile von Aluminium beeinträchtigen die Benetzung und führen zu nicht reproduzierbaren Löt Nähten. Der kontinuierlich abschmelzende Oxidschlauch des Drahtes behindert den direkten Kontakt des Lotes zum GW. Die fest anhaftende Oxidschicht wird im Gegensatz zum MIG-Lötprozess, wo infolge des Tropfenaufpralls und der Blaswirkung die Oxidhaut aufgerissen wird, nicht gelöst.

Darüber hinaus ist Kupfer, mit Eisen, Mangan und Chrom legiert, ohne Einschränkungen mit dem Laser zu verarbeiten. Die Versuchsdurchführung und die Betrachtungen in der

Versuchsauswertung werden getrennt zwischen dem MIG-Lötverfahren und dem Laserlöten durchgeführt.

Den chemischen Elementen können folgende Eigenschaften zugeordnet werden:

Tabelle 1: Eigenschaften ausgewählter Legierungselemente

	Cu	Ni	Al	Be	Fe	Zn	Sn	Si	Mn	Ag	Cr
Gießbarkeit	o	+	+	o	o	+	+	o	o	o	o
Umformbarkeit	+	-	o	-	+	+	+	-	-	o	-
Zugfestigkeit	o	+	+	+	+	+	+	+	+	o	+
Korrosionsbeständigkeit	+	+	+	o	o	-	o	o	o	o	+
Fließverhalten	+	+	o	o	o	o	o	+	+	o	o
Eignung MIG-Löten	+	+	+	o	+	-	+	+	+	+	+
Eignung Laserlöten	+	+	-	o	+	-	-	+	+	o	+

+ positiver Einfluss

o kein Einfluss

- negativer Einfluss

Ein wesentliches Kriterium bei der Auswahl der Elemente ist die Fähigkeit, mit dem Kupfer Mischkristalle zu bilden. Zu den Mischkristallbildnern gehören u.a. Nickel, Zinn, Zink, Aluminium, Mangan und Magnesium. Da die Größe der betreffenden Fremdatome zu den Kupferatomen unterschiedlich ist, kommt es zu Gitterverzerrungen. Mit zunehmender Abweichung steigt auch die Härte der Legierung. Der Unterschied im Atomradius darf daher nicht größer als ca. 14 % sein, sonst ist die Löslichkeit infolge Überschreitung der kritischen Gitterverzerrung nicht mehr gegeben /73/.

Kupfer hat einen Atomradius von 128 pm. Demnach sind Elemente mit Atomradien zwischen 110 und 146 pm für das Legierungssystem interessant.

Werden aus dem Periodensystem alle sinnvoll möglichen Elemente herausgefiltert, die diese Anforderung erfüllen und grundsätzlich für eine Legierungsbildung in Frage kommen, dann sind folgende Elemente geeignet:

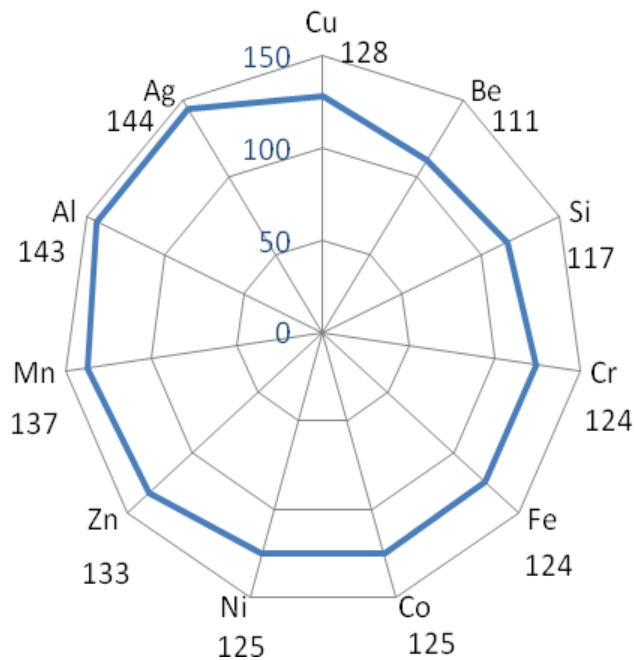


Bild 10: Atomradius ausgewählter Legierungselemente in pm

In der Praxis haben sich noch weitere Legierungselemente, wie Cadmium, Zinn, Magnesium, Tellur und Zirkonium bewährt. Diese Zusätze werden bei Bedarf in verhältnismäßig geringen Mengen beigegeben. Die Betrachtung der Gesamtheit der Legierungselemente erfordert eine Auswertung eines 6- oder 7-dimensionalen Phasendiagrammes. Auf Grund der Komplexität ist dies nicht darstellbar.

### 3.2. Einfluss wesentlicher Legierungselemente auf die Eigenschaften von Kupferlegierungen

#### 3.2.1. Silizium

Geringe Siliziumanteile von 1 – 4 % führen in Kupferlegierungen mit ca. 1 % Mangan zu einer Absenkung von Solidus und Liquidus. Mit zunehmenden Silizium-Gehalten steigt die Zugfestigkeit des Lötgutes an. Neben den Festigkeitseigenschaften spielt für die Anwender die geringere Härte des Lötgutes im Vergleich zu einer Schweißnaht, insbesondere dort, wo im Außenbereich die Lötnaht nachgearbeitet werden muss, eine wesentliche Rolle.

Der Anteil an Silizium beeinflusst signifikant das Fließverhalten. Bei Betrachtung des Siliziumgehaltes zwischen den in der ISO 24373 genormten Toleranzgrenzen von 2,8 bis 4,0 % zeigen sich deutliche Unterschiede innerhalb des Schmelzbereiches. Bei niedrigem

Siliziumgehalt sind der Schmelzbereich, und damit die „teigige Phase“, wesentlich kleiner, als bei höheren Gehalten. Ein kleiner Schmelzbereich bedeutet eine größere Kapillarwirkung des flüssigen Lotes.

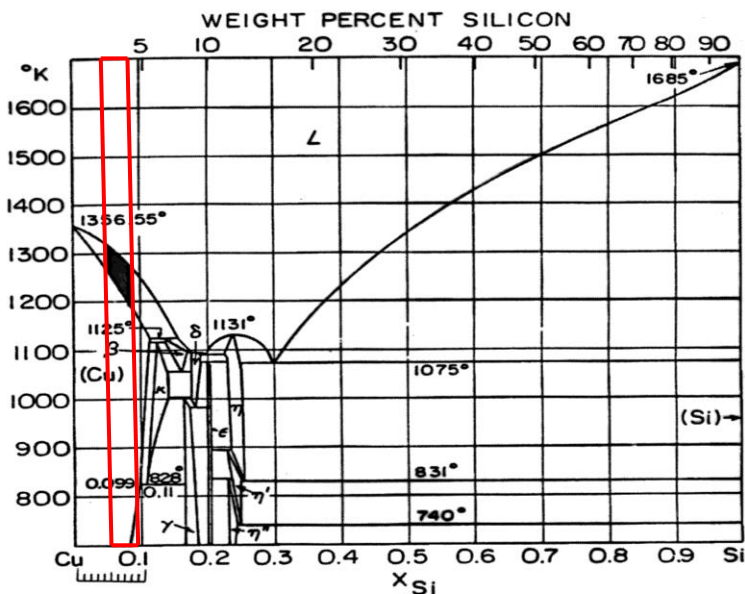


Bild 11: Binäres System Cu-Si /72/

Als Schutzgas kommt beim MIG-Löten in der Regel Argon zum Einsatz. In besonderen Anwendungsfällen können auch aktive Gasanteile, wie z. B. Sauerstoff oder Kohlendioxid in Mengen bis 2,5 % beigemischt werden. Bei dickeren Zinkauflagen, die zu besonders starker Spritzerbildung neigen, kann mit Hilfe des Mischgases dieser Effekt reduziert und der Lichtbogen stabilisiert werden.

Im Allgemeinen lassen sich Kupferbasislote gut im Lichtbogen verarbeiten. Die Standardlegierung CuSi3Mn1 benetzt den Stahlwerkstoff sehr gut und zeichnet sich besonders bei niedrigem Siliziumgehalt von 2,8-2,95 % durch ein gutes Fließverhalten aus. Im Bereich der Diffusionszone zwischen Lot und Stahl kommt es vereinzelt zur Bildung von sprödem Eisensilizid. Insbesondere bei dünnen Blechen oder überstehenden Schnittkanten kann durch den Einfluss des Lichtbogens ein geringer Anteil des Eisens angeschmolzen werden, so dass der Anteil von Eisensilizidinseln im Bereich der Diffusionszone auf der Kupferseite zunimmt. Bei der Verwendung des Schutzgases Argon I1 mit einem aktiven Gasanteil, zum Beispiel 2,5 % CO<sub>2</sub>, wurden bei vorangegangenen Untersuchungen größere Biegewinkel über die Oberseite bzw. die Wurzelseite erzielt /52/.

Ein weiterer Vorteil von niedrigen Silizium-Gehalten zeigt sich beim KTL-Beschichten, da hierbei die Unterschiede der elektrischen Leitfähigkeit zwischen dem Lot und dem verzinkten Stahlblech geringer sind. Bei weiter abgesenktem Siliziumgehalt unter 2,8 %, z. B. bei der Legierung CuSi2Mn1, kann das Fließ- und Benetzungsverhalten unter bestimmten Voraussetzungen noch verbessert werden. In der Praxis kann sich aber eine zu dünnflüssige

Legierung in Zwangslagen als schwierig erweisen. Mit abnehmendem Siliziumgehalt nimmt ebenfalls die Härte des Lotes ab. Die CuSi-Legierungen werden vor allem für das Löten von verzinkten oder unbeschichteten dünnen Stahlblechen niedriger bis mittlerer Zugfestigkeit eingesetzt. Hochlegierte Bleche werden in Einzelfällen ebenfalls mit CuSi-Legierungen gelötet. Der Vorteil liegt vor allem im geringeren Verzug gegenüber dem Schweißen mit Eisen- oder Nickel-Basisdrähten. Gelegentlich auftretende Poren im Lötgut werden gewöhnlich mit der gleichen Legierung im WIG-Verfahren ausgebessert. Für die Lötfehlerbeseitigung können auch Kupfer-Zinn-Lote verwendet werden.

### 3.2.2. Aluminium

Für den Einsatz von Kupfer-Aluminium-Legierungen spricht vor allem die höhere Zugfestigkeit im Vergleich zu den Kupfer-Silizium-Loten. Die Zugfestigkeit der Legierung CuAl7 liegt bei  $> 430 \text{ N/mm}^2$ . Damit können mit dieser Legierungskombination Stahlbleche mit mittlerer Festigkeit gelötet werden. Das Löten von aluminiumbeschichteten Stahlblechen mit CuAl-Loten verhält sich prozessstabiler als bei Verwendung anderer Kupferlote. Aluminium im Kupfer bewirkt weiterhin eine verbesserte Korrosionsbeständigkeit und eine hohe Härte /75/. Besonders vorteilhaft im Vergleich zu anderen Kupferlegierungen ist die geringere Neigung zur Löttrissigkeit /74/. Darüber hinaus lassen sich mit CuAl-Legierungen bei geeigneter Parameterwahl infolge guter Benetzung sehr flache Nähte erzielen. Aluminium nimmt bei den Legierungselementen in Kupfer eine besondere Stellung ein. Es kommt zu einer hervorragenden Verknüpfung von Korrosionsbeständigkeit gegenüber einer Vielzahl aggressiver Medien und überdurchschnittlichen mechanischen und physikalischen Eigenschaften. Im binären Legierungssystem Kupfer-Aluminium steigt die Zugfestigkeit im Gusszustand bis ca. 10 % Aluminiumanteil gleichmäßig an /Bild 12a/. Bei größeren Aluminiumgehalten kommt es zu einer Festigkeitsabnahme infolge des Zerfalls der  $\beta$ -Phase.

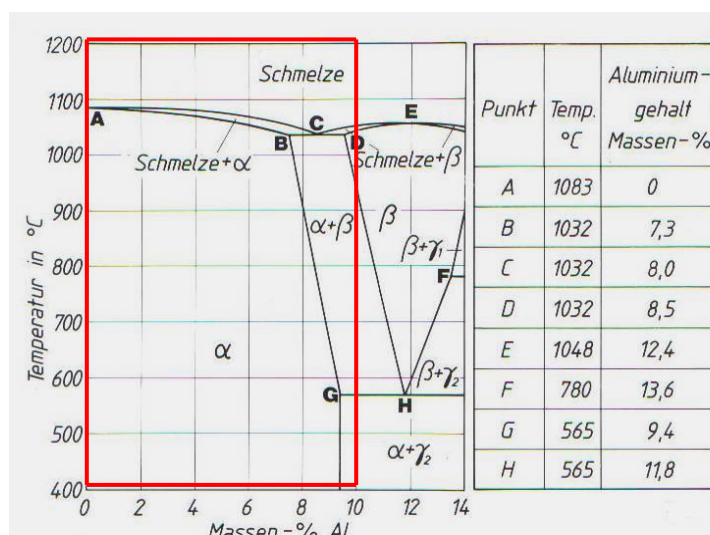


Bild 12a: Binäres System Cu-Al /75/

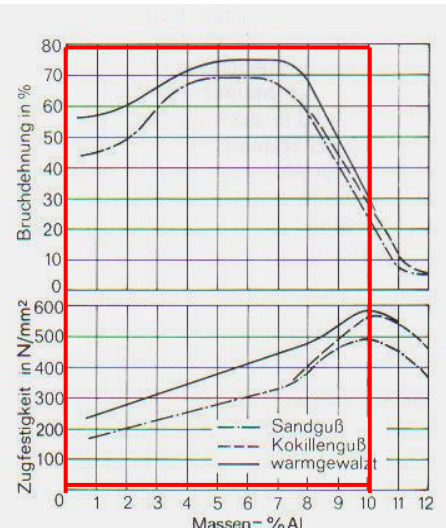


Bild 12b: Zugfestigkeits-Dehnungs-Diagramm Cu-Al /75/



### 3.2.3. Mangan, Nickel, Zinn, Silber, Mikrolegierungselemente

Bei den Mehrstoffbronzen handelt es sich meist um CuAl-Legierungen mit Nickel- und / oder Mangan- und Eisen-Anteilen. Diesen Legierungen stehen den hervorragenden Gebrauchseigenschaften oft hohe Herstellkosten gegenüber /76/. Deshalb kommen diese Lote lediglich dort im MIG-Lötverfahren zum Einsatz, wo es auch zwingend erforderlich ist. Bei Verwendung dieser Lote werden Zugfestigkeiten bis 650 N/mm<sup>2</sup> erzielt. Die Verschleißbeständigkeit wird ebenfalls erhöht. Die Legierungselemente Nickel und Mangan wirken sich benetzungsfördernd aus.

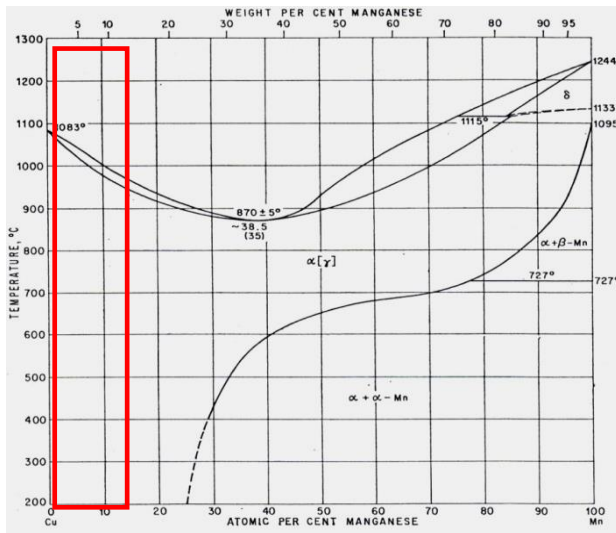


Bild 13: Binäres System Cu-Mn /72/

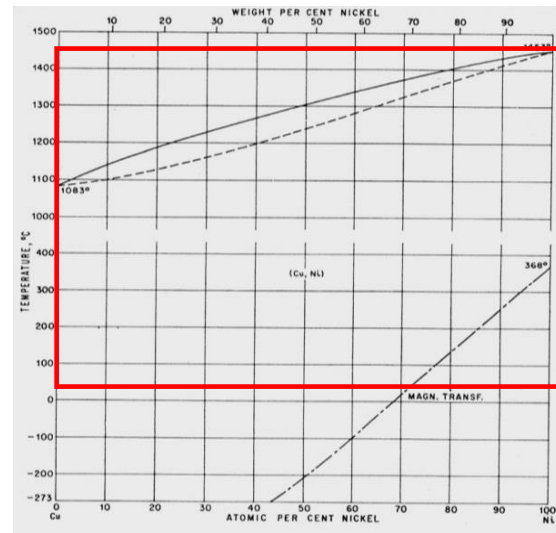


Bild 14: Binäres System Cu-Ni /72/

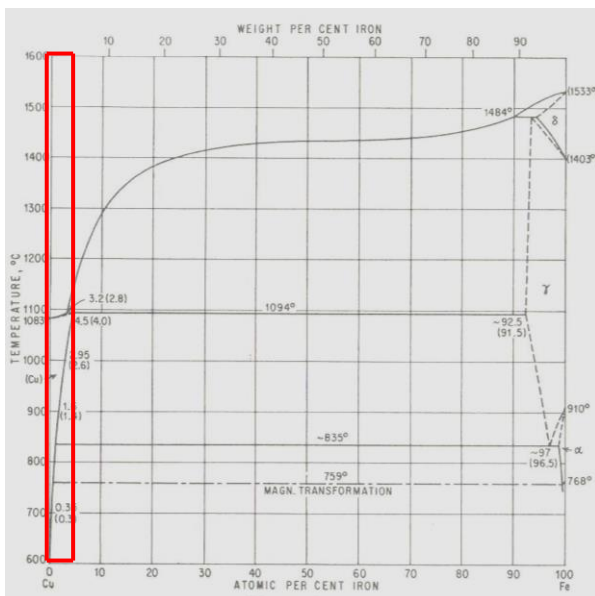


Bild 15: Binäres System Cu-Fe /72/

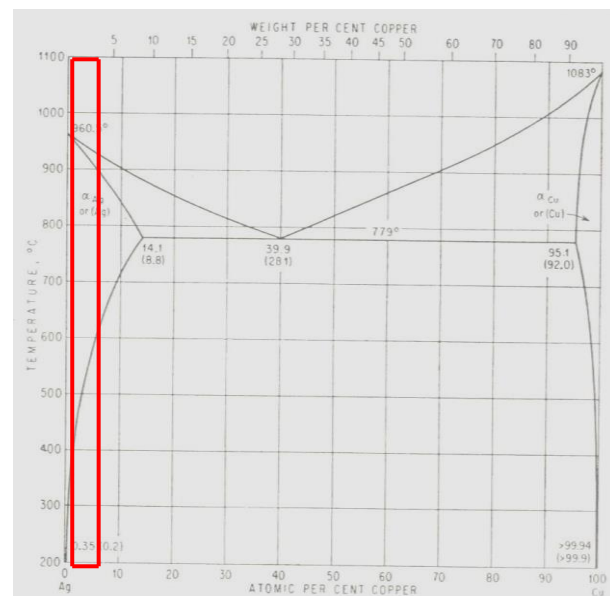


Bild 16: Binäres System Cu-Ag /72/

### 3.3. Ermittlung optimierter Legierungen

Ausgehend von den Phasenmodellen bietet die Kombination der Elemente Cu, Al und Ni die größte Aussicht auf Erreichbarkeit der geforderten Eigenschaften. Darüber hinaus ist Gegenstand der Betrachtungen, in wieweit andere Legierungselemente in geringen Beimengungen diese Legierungsgruppe in seinen Eigenschaften unterstützen. Die in /71/ ermittelten Grenzen der Größe der Atomradien lässt eine Vielzahl von Legierungselementen zu. Bei der Betrachtung der Herstell- und Verarbeitungseigenschaften erweisen sich einige Elemente als nicht geeignet.

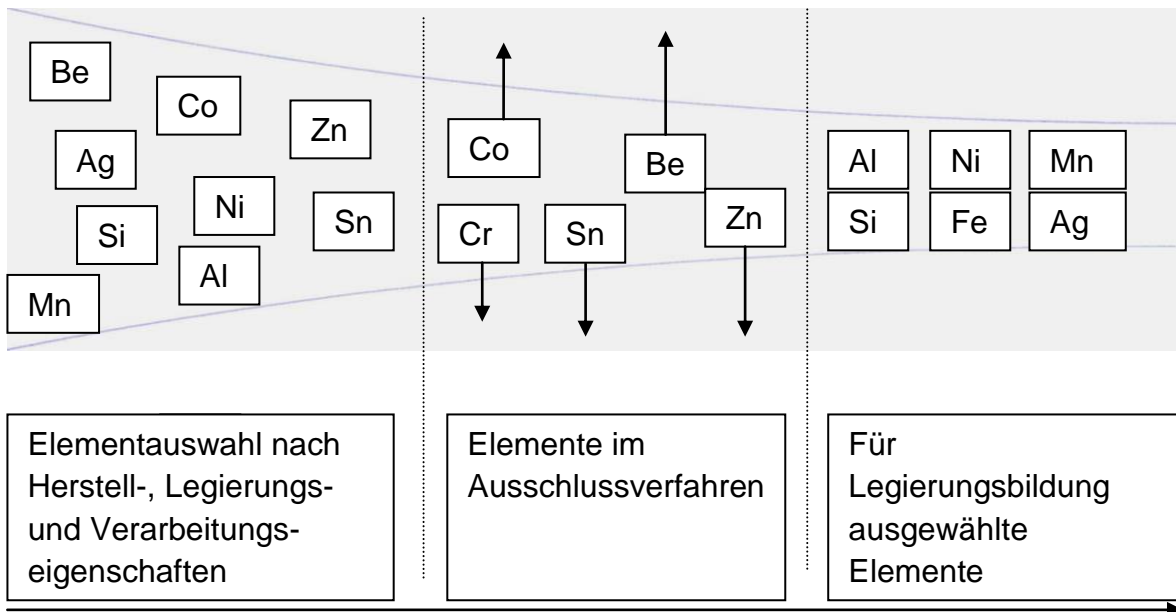


Bild 17: Elementauswahl für die Legierungsbildung

Für die Auswahl der Legierungselemente wurden diejenigen Bereiche in den binären Phasendiagrammen herangezogen, die einen positiven Einfluss auf die Eigenschaften der Kupferlegierung haben. Folgende Legierungen und deren Anteilshöhe wurden auf dieser Basis bestimmt:

1. **CuAl3Mn1Si1:** Bestimmung einer Legierung mit hoher Fügeschwindigkeit für das MIG-Löten aufgrund eines geringen Schmelzbereiches bei mittlerer Festigkeit.
  - 3% Al Effekt: Relativ kleiner Schmelzbereich. Verbesserte Kapillarwirkung.
  - 1% Mn Effekt: Begrenzte Festigkeitssteigerung. Niedrige Kosten. Verbesserte Benetzung
  - 1% Si Effekt: Verringerung des Schmelzbereiches. Erhöhung der mechanischen und chemischen Beanspruchung

2. **CuSi2Al1Mn1:** Bestimmung einer Legierung mit hoher Fügegeschwindigkeit für das MIG-Löten aufgrund eines geringen Schmelzbereiches bei mittlerer Festigkeit.
  - 1% Al     Effekt: Relativ kleiner Schmelzbereich. Verbesserte Kapillarwirkung.
  - 1% Mn     Effekt: Begrenzte Festigkeitssteigerung. Niedrige Kosten. Verbesserte Benetzung
  - 2% Si     Effekt: Verringerung des Schmelzbereiches. Erhöhung der mechanischen und chemischen Beanspruchung
  
3. **CuAl6Mn2Ni2Fe1:** Das Legierungssystem ist in abgewandelter Form als CuAl8Ni2Fe2Mn2 genormt. Eine Reduzierung des Al- und Fe-Anteils soll möglichst zu gleichbleibenden Zugfestigkeitswerten bei reduzierten Materialkosten führen.
  - 6% Al     Effekt: Hohe Zugfestigkeit bei reduzierten Materialkosten
  - 2% Mn     Effekt: Begrenzte Festigkeitssteigerung. Niedrige Kosten. Verbesserte Benetzung
  - 2% Ni     Effekt: Begrenzte Festigkeitssteigerung. Niedrige Kosten. Verbesserte Benetzung. Erhöhte Korrosionsbeständigkeit.
  - 1% Fe     Effekt: Erhöhung der Festigkeit.
  
4. **CuSn6Ag1:** Das Legierungssystem soll neben dem großen Schmelzbereich der CuSn6-Legierung von 910 – 1040 °C auf niedrigem Temperaturniveau und dem engen Schmelzbereich der CuAg1-Legierung von 1070-1080 °C auf erhöhtem Temperaturniveau einen Kompromiss erzielen.
  
5. **CuAl3Ni2 / CuAl2Ni2 / CuAl3Ni1:** Das Legierungssystem CuAlNi ist in hochlegierten Varianten mit 6 bis 8 % Al, 2 % Ni und teilweise Fe und Mn genormt und wird erfolgreich in der Industrie eingesetzt. Alternativ soll ein geringerer Anteil von Al und Ni die Zugfestigkeit und Bruchdehnung mit ausreichendem Effekt verbessern und zu Kosteneinsparungen im Vergleich zur CuSi3Mn1-Legierung führen. Je geringer der Legierungsanteil, desto weniger Glühbehandlungen sind im Ziehprozess erforderlich. Mit Al- und Ni-Anteilen von 1- 3 % sollen die Verarbeitungseigenschaften, insbesondere die Benetzung, und die Nahtqualität verbessert werden.
  
6. **CuNi2:** Eutektische Legierung mit hervorragendem Fließverhalten.
  - Effekt: Hohe Fügegeschwindigkeit beim Laserlöten.

Ausgehend von den Phasenmodellen bietet die Kombination der Elemente CuAlNi die größte Aussicht auf Erreichbarkeit der geforderten Eigenschaften. Darüber hinaus ist Gegenstand der Betrachtungen, in wieweit andere Legierungselemente in geringen Beimengungen diese

Legierungsgruppe in seinen Eigenschaften unterstützen. Die Ausschlussgründe werden im Folgenden beschrieben:

### Ausschlussverfahren

**Sn:** Für Zinn spricht die Temperatur senkende Wirkung. Im Zweistoffsystem CuSn lassen sich Sn-Anteile bis ca. 12 % zulegieren. Darüber hinaus nimmt die Dehnung deutlich ab. In anderen Mehrstoffsystemen wirkt Sn bereits in relativ geringen Anteilen zähigkeitsmindernd. Sn in Cu-Legierungen erhöht die Löttrissanfälligkeit.

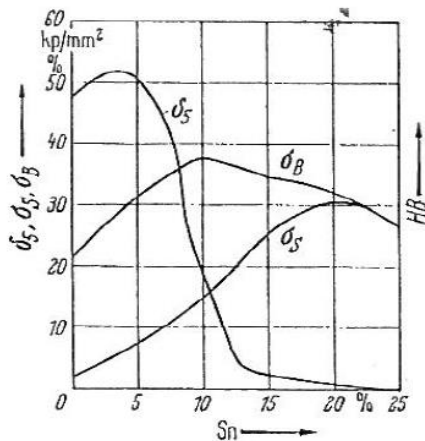


Bild 18: Härte, Zugfestigkeit und Dehnung der Cu-Sn-Legierungen /72/

**Co:** Der Atomradius von Cobalt lässt eine Legierungsbildung mit Kupfer zu. Aber Vorteile in Cu-Mehrstoffsystemen lassen sich nicht ableiten. Aus wirtschaftlichen Aspekten heraus ist das Zulegieren von Co nicht sinnvoll.

**Cr:** Chrom erfüllt die Anforderungen an eine Mischkristallbildung mit Kupfer. Die Umformbarkeit der Legierung wird deutlich reduziert, so dass das Drahtziehverhalten negativ beeinflusst wird.

**Be:** Die geringe Beimengung von Beryllium in Kupfer-Mehrstoffsystemen erfolgt üblicherweise in Werkzeugen zur Erhöhung der Verschleißbeständigkeit und damit der Standzeit. Für das Drahtziehen gelten die gleichen Einschränkungen wie für Chrom.

**Zn:** Zink trägt zur Verbesserung der Herstell- und Legierungseigenschaften bei. Im MIG- bzw. Laserlötprozess verdampft der überwiegende Teil des Zinks und führt zu unzureichenden Lötnahteigenschaften.

Die ausgewählten Legierungselemente Al, Ni, Mn, Si, Fe und Ag sind in ihrem Zusammenspiel und den Verarbeitungseigenschaften sowohl im Laser- als auch im MIG-Lötverfahren zu untersuchen. In einem anzustrebenden Legierungssystem für das MIG-Löten dominiert das System CuAlNi. Die Beimischung weiterer Elemente ist möglich. Zusätzliche

Mikrolegierungselemente wirken bereits in sehr kleinen Mengen, so dass das Basissystem nicht wesentlich verändert werden muss.

In den vorliegenden Phasendiagrammen ist erkennbar, dass die binären Systeme auf der kupferreichen Seite extrem steil ansteigende Liquidus-Linien aufweisen. Es gibt eine Vielzahl verschiedener intermetallische Verbindungen, die das System kompliziert gestalten.

Hauptlegierungselemente			Nebenlegierungselemente				
Cu	Al	Ni	Mn	Si	Fe	Ag	Weitere Elemente
Basis	0 - 6 %	0 - 5 %	0 - 3 %	0 - 2 %	0 - 1 %	0 - 1 %	0 - 1 %

Bild 19: Haupt- und Nebenlegierungselemente einer Kupferlegierung mit optimierbaren Verarbeitungs- und Gebrauchseigenschaften

### 3.4. Gieß- und zientechnische Einschränkungen

Ein kontinuierlicher Gießprozess erfordert zum einen eine Begrenzung des Gesamtlegierungsanteils neben Kupfer und zum anderen Einschränkungen des Anteils der einzelnen Legierungselemente. Die Summe der beigemischten Elemente ist bei den meisten Legierungen auf 10 – 15 % begrenzt. Jedoch kann der Gesamtanteil bei einzelnen Legierungen höher liegen. Beispielsweise lässt das binäre System Cu-Ni Mischkristalle in jedem prozentualen Verhältnis zu.

Bei den Anteilen der Einzellegierungselemente sind die üblichen Gehalte nach oben begrenzt /71/:

Eisen	1 %
Mangan	13 %
Aluminium	11 %
Silizium	4 %
Zinn	12 %

Reines Kupfer weist auf Grund seines kubisch flächen zentrierten Gitters eine gute Verformbarkeit auf. Durch das Zulegieren von verschiedenen Elementen wird die Gießbarkeit verbessert, die ungenügende (Warm-) Festigkeit erhöht, und die Härte gesteigert. Die umfangreichen Möglichkeiten der Legierungszusammensetzung ergeben eine weite Spanne von Werkstoffeigenschaften /72/.

Gießtechnisch interessant sind u.a.

- CuZn-Legierungen (Messinge)
- CuSn-Legierungen (Zinnbronzen)
- CuAl-Legierungen (Aluminiumbronzen)
- CuSnZn-Legierungen (Rotguss)

#### **4. Versuchsdurchführung und Untersuchungsmethoden**

##### **4.1. Laserlöten**

Die Untersuchungen der im Laserlötverfahren hergestellten Proben bestehen im ersten Teil aus der Ermittlung der Zugfestigkeiten an der Überlapp- und Bördelnaht. Besonders die Bördelnaht wird an den Dachnähten und an der Heckklappe der Karosserie angewendet. Mit der Überlappnaht lassen sich vergleichende Messwerte ermitteln. Aus diesem Grund wird eine konkave Nahtform angestrebt. Die Ermittlung der Benetzungswinkel der unterschiedlichen Legierungen bei verschiedenen Lötparametern ist deshalb von besonderer Bedeutung. Ebenso spielt im Außenhautbereich der Karosserie die Korrosionsbeständigkeit eine wesentliche Rolle. Hierzu werden entsprechende Untersuchungen durchgeführt.

##### **4.1.1. Grundwerkstoffe**

Für die Versuche und die nachfolgenden Untersuchungen wurden diejenigen Blechqualitäten ausgewählt, die im Außenhautbereich der Karosserie Anwendung finden. Die Zugfestigkeitswerte der Bleche werden mit 260 – 350 N/mm<sup>2</sup> angegeben. Typische Vertreter dieser Qualität sind die Werkstoffe DX54+Z100 und HC180BD /77/.

##### **4.1.2. Lote**

Als Zusatzwerkstoffe wurden gemäß Abschnitt 3.3. folgende Legierungen ausgewählt:

Tabelle 2: Untersuchte Lote für das Laserlöten und dessen Eigenschaften

<b>Legierung</b>	<b>gewünschte Eigenschaft</b>	<b>marktüblich oder neu erschmolzen</b>
CuSi3Mn1	Referenz; Prozessstabilität	marktüblich, genormt
CuSi2Mn1	höhere Lötgeschwindigkeit	marktüblich, genormt

CuAl8Ni2Fe2Mn2	hohe Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	marktüblich, genormt
CuAl5Ni2	hohe Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	marktüblich, genormt
CuMn12Ni2	hohe Streckgrenze	marktüblich, nicht genormt
CuAl3Mn1Si1	höhere Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuAl6Mn2Ni2Fe1	höhere Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuSi2Al1Mn1	höhere Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuSn6Ag1	Gutes Fließverhalten, niedrige Arbeitstemperatur	neu erschmolzen
CuAl3Ni2	höhere Festigkeit; gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuAl2Ni2	höhere Festigkeit; gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuAl3Ni1	höhere Festigkeit; gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuNi2	hohe Lötgeschwindigkeit	marktüblich, genormt (nicht als Lot)

Die Versuche umfassten die Beurteilung des Prozessverhaltens, die Ermittlung der Festigkeit und Härte, der maximalen Fügegeschwindigkeit, des Wärmeeintrages sowie Untersuchungen zum Phosphatierungsverhalten und damit der Lackanhaftung und der Korrosionsbeständigkeit. Bei der Auswahl der neu erschmolzenen Lote waren niedrige Legierungsanteile unter Berücksichtigung der geforderten Eigenschaften angestrebt worden. Die Legierung CuNi2 findet vorwiegend als Heizleiterdraht Verwendung. Durch das fast eutektische Schmelzen bei 1090 °C ist ein gutes Fließverhalten bei hohen Lötgeschwindigkeiten zu erwarten. Deshalb waren Untersuchungen im Laserlötverfahren vorgesehen.

Die Ermittlungen von Zug- bzw. Scherfestigkeiten wurden mit fünf Versuchswiederholungen durchgeführt.

#### 4.1.3. Versuchsaufbau

- Scheibenlaser TruDisk 6002
- Adaptive Laserbearbeitungsoptik ALO 2 YHW
- Knickarmroboter KR30H
- Drahtfördereinheit DVB „Sensor Drive“ und DVB „Quattro Drive“
- Spannvorrichtung

Die Laseranlage befand sich auf Grund der entstehenden Laserstrahlung in einer abgeschirmten Versuchszelle /78/. Als Energiequelle wurde der Scheibenlaser TruDisk 6002 der Firma Trumpf verwendet. Als Führungsmaschine wurde ein Industrieroboter der Firma KUKA eingesetzt. Mit dessen Hilfe wurden der Bewegungsablauf und die Ansteuerung der übrigen Komponenten, wie Bearbeitungsoptik, Drahtfördereinheit und Laserquelle, programmiert.

Die Drahtförderung erfolgte im „Push-Pull-Prinzip“. Der Bearbeitungskopf mit der Optik der Firma Scansonic arbeitete nach dem Verfahren der taktilen Nahtführung. Das heißt, der Bearbeitungskopf wurde nicht durch Sensoren in der Bahn (Lötstoß) gehalten, sondern das zugeführte Lot diente der mechanischen Nahtführung. Folglich erfolgte die Lotzufuhr schleppend.

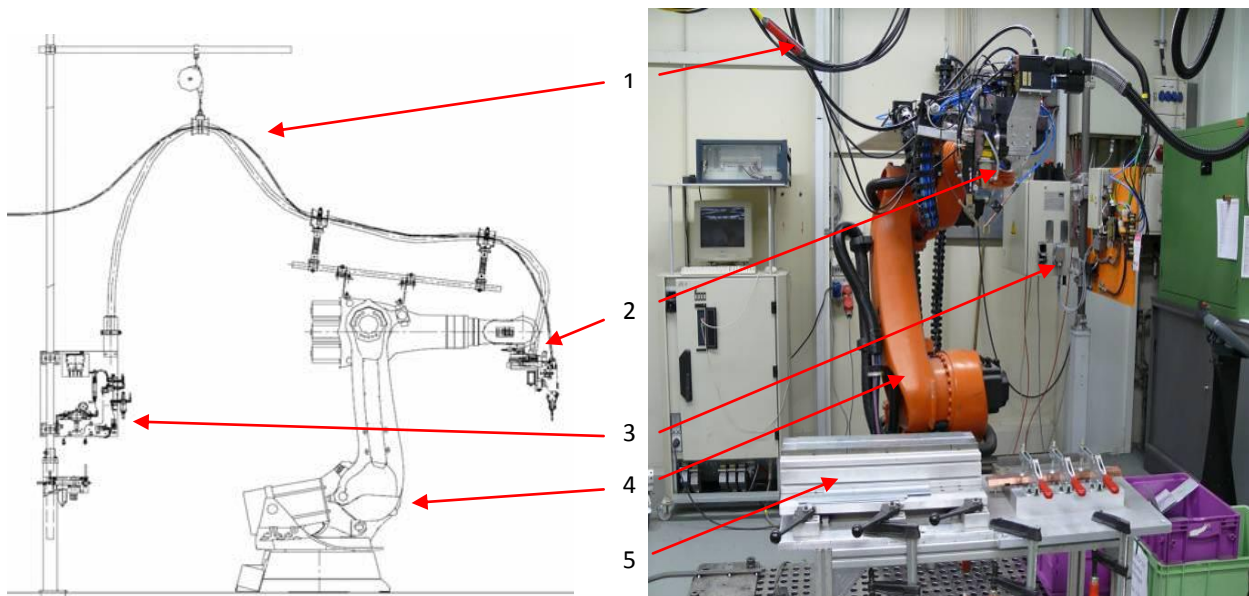


Bild 20: Aufbau der Laserzelle



Die Laseranlage bestand im Wesentlichen aus folgenden Komponenten:

- 1 Strahlführung
- 2 Bearbeitungskopf
- 3 Drahtfördereinheit
- 4 Führungsmaschine
- 5 Spannvorrichtung

Für die Probenherstellung wurden zwei verschiedene Spannvorrichtungen verwendet. Die Lackhaftungs- und Korrosionsproben wurden auf der Vorrichtung für die Kehlnaht am Überlappstoß gefertigt (Bild 20). Die Zug-, Benetzungs-, Geschwindigkeits- und Lackhaftungsproben wurden auf der Bördelnaht-Spanneinheit gelötet (Bild 23).

#### **4.1.4. Festlegung der Prozessdaten**

Der Ausgangspunkt für die Ermittlung optimaler Lötparameter war die Erfahrung aus vorangegangenen Lötversuchen mit der Bestimmung der grundsätzlichen Parameter, wie Löt- und Drahtgeschwindigkeit, Laserleistung, Brennfleckgröße und die Verwendung von Schutzgas. Die optimalen Lötparameter wurden in der vorliegenden Arbeit in den Nahtgeometrien Überlapp- und Bördelnaht ermittelt.

Beim Laserlöten wurden zuerst die optimalen Parameter des Referenzlotes CuSi3Mn1 bestimmt. Die Vielfalt der veränderlichen Parameter erforderte die Konstanz zweier Parameter. Zum einen wurde die Lötgeschwindigkeit auf 2 m/min festgelegt, zum anderen wurde die Drahtfördergeschwindigkeit auf 2,32 m/min eingestellt.

Ausgehend von den jeweiligen Eigenschaften der Lote wurden die Laserleistung, die Brennfleckgröße und die Schutzgaszufuhr reguliert. Das Ziel besteht darin, die Parameter untereinander so anzugleichen, dass ein stabiler Lötprozess stattfindet. In Vorversuchen wurde festgestellt, dass die Anstellung des Bearbeitungskopfes von 45° zu einer unzureichenden Benetzung des Oberbleches führt. Mit einer Vergrößerung des Anstellwinkels auf bis zu 90° wurde durch die erhöhte Konzentration der Energieeinbringung auf die Stirnfläche des Oberbleches eine Verbesserung des Prozesses erzielt.



#### 4.1.5. Versuchsdurchführung

##### 4.1.5.1. Bördelnaht DX54D+Z100

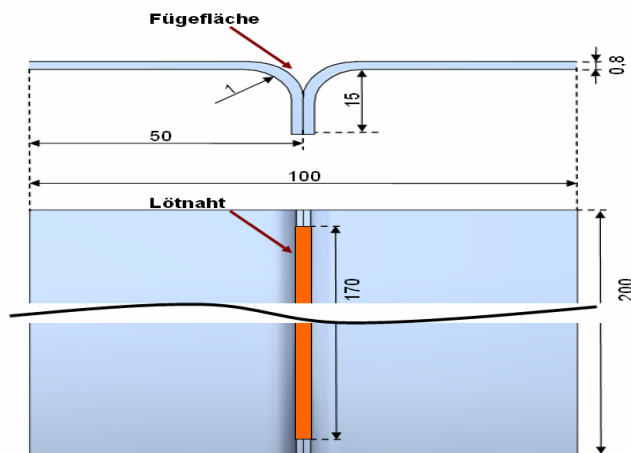


Bild 24: Bördelnaht

#### a) Lote: CuAl3Ni1, CuAl2Ni2, CuAl3Ni2, CuSi3Mn1

Ziel der Untersuchungen war es, vergleichende Lötversuche und Festigkeitsuntersuchungen an den neu erschmolzenen niedrig legierten CuAlNi-Legierungen mit dem Referenzlot CuSi3Mn1 durchzuführen.

Die Musterteile sind auf einer Laserstrahlanlage der Firma Trumpf gelötet worden:

Laseranlage: Scheibenlaser Yb: YAG TruDisk 6002

Roboter: Kuka

Bearbeitungskopf: Adaptive Laserbearbeitungsoptik AIO2 YHW mit taktiler Drahtführung

Schutzgas: ohne

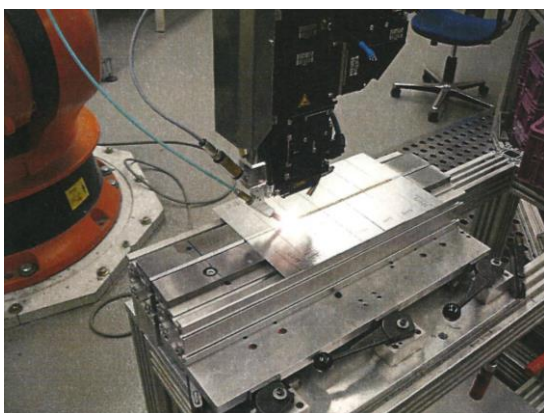


Bild 25: Versuchsanlage mit Spannvorrichtung

Erste Laserstrahl­lötungen an den Musterteilen mit dem Lot CuSi3Mn1 definierten das Arbeitsfenster für die Parameterfindung. Durch die gezielte Veränderung einzelner Parameter, z.B. Leistung und Fokussdurchmesser, wurden im Verlauf der Versuche drei bis vier Parametersätze erarbeitet.

- b) **Lote: CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuSn6Ag1, CuMn12Ni2, CuAl5Ni2, CuSi2Mn1, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuSi3Mn1**

Der Laserkopf wurde in senkrechter Position zum Bauteil eingerichtet. Damit war eine gleichmäßige Wärmeeinbringung und damit Benetzung in beide Bleche gewährleistet worden.

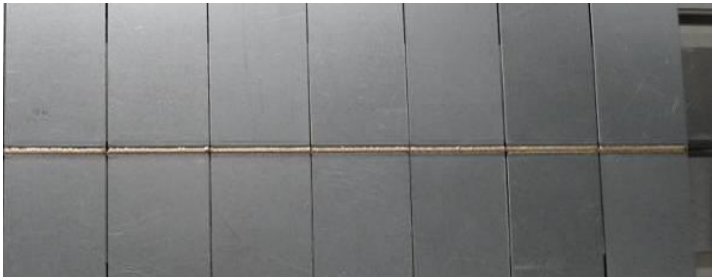


Bild 26: Versuchsbleche in der Spannvorrichtung

#### 4.1.5.2. Überlappnaht DX54D+Z100 / HC180BD

- a) **Lote: CuAl3Ni1, CuAl2Ni2, CuAl3Ni2, CuSi3Mn1, CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuSn6Ag1, CuMn12Ni2, CuAl5Ni2, CuSi2Mn1, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuSi3Mn1**

Der Versuchsträger bestand aus zwei Blechstreifen ( $t=0,8$  mm) mit den Abmessungen 60 x 200 mm. Diese wurden mit einer Überlappung von 10 mm übereinander gelegt und gespannt und auf einer Länge von ca. 170 mm miteinander verlötet.

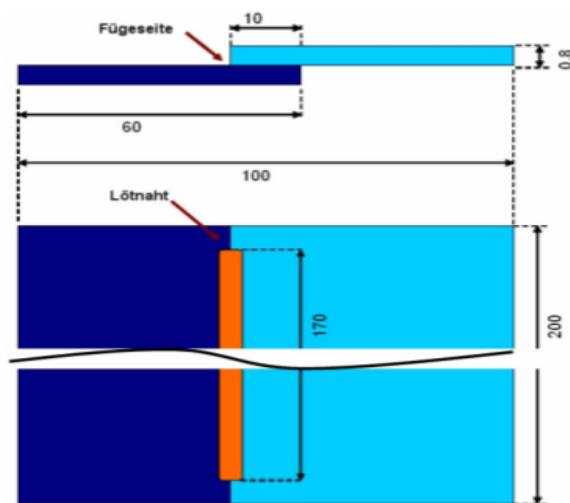


Bild 27: Probengeometrie Überlappnaht

## b) Lot: CuNi2

Für die Laserlötversuche mit dem Lot CuNi2 wurde 0,8 mm dickes Blech der Qualität DX54+Z100 verwendet. Die Lotlegierung ist eutektisch und führte bei MIG-Lötversuchen zu Gaseinschlüssen in der Lötnaht. Aus diesem Grund sollte dieses Verhalten beim Laserlöten mit unterschiedlichen Lötgeschwindigkeiten überprüft werden. Die Bördelnähte wurden in sechs Versuchen gelötet, wobei mit einer Lötgeschwindigkeit von 2 m/min und einem Drahtvorschub von ebenfalls 2 m/min gestartet wurde. Die Laserleistung ist schrittweise von 1500 W auf 4000 W erhöht worden, die maximale Lötgeschwindigkeit betrug 6 m/min.

### 4.1.5.3. Ermittlung des Benetzungswinkels bei unterschiedlichen Lötgeschwindigkeiten

Die Benetzung eines Lotes bei Arbeitstemperatur ist vergleichbar mit dem Benetzen von Wasser an einem festen Körper. Im Gegensatz zum passiven Zustand des Wassers auf der Oberfläche kommt es bei der Benetzung des flüssigen Lotes auf dem Grundwerkstoff zu einer Wechselwirkung, auch Diffusion genannt. In /57/ sind die dabei wirkenden Kräfte ausführlich beschrieben.

Die Oberflächenspannung des Lotes ist abhängig von der Viskosität des Lotes und der Arbeitstemperatur.

Im Lot unterliegen die Moleküle unterschiedlichen Kräften, je nachdem, ob sie sich im Inneren, an der Oberfläche zur Atmosphäre oder an der Grenzfläche zur festen Unterlage befinden.

Zwischen den Oberflächenspannungen des flüssigen Lotes, der festen Unterlage und der Grenzfläche stellt sich ein Gleichgewichtszustand ein.

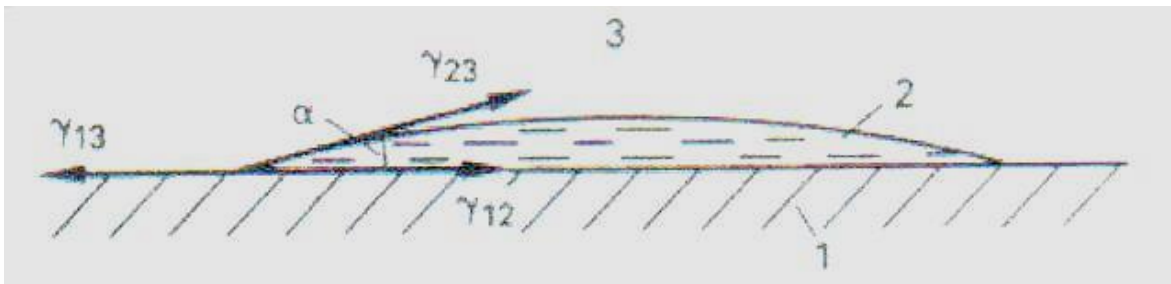


Bild 28: Oberflächenspannungen einer Benetzung durch ein flüssiges Lot an einer festen Unterlage /57/

- 1 feste Unterlage
- 2 flüssiges Lot
- 3 gasförmiges Medium
- $\alpha$  Benetzungswinkel
- $\gamma_{1/2}$  Oberflächenspannung zwischen fester Unterlage und flüssigem Lot

$\gamma_{1/3}$     Oberflächenspannung zwischen fester Unterlage und gasförmigem Medium

$\gamma_{2/3}$     Oberflächenspannung zwischen flüssigem Lot und gasförmigem Medium

Für den Benetzungswinkel gilt im Gleichgewichtszustand die Formel:

$$\cos\alpha = \frac{\gamma_{13} - \gamma_{12}}{\gamma_{23}}$$

Der Benetzungswinkel  $\alpha$  kann zwischen  $0^\circ$  für eine vollständige Benetzung (sog. vollständige Spreitung) und  $180^\circ$  für eine kugelförmige Ausbildung liegen. Für die theoretisch vollständige Spreitung, also  $\alpha=0$ , gilt:

$$\gamma_{13} \geq \gamma_{12} + \gamma_{23}$$

Beim Löten mit Flussmittel wird die Oberflächenspannung reduziert und damit der Spreitungsdruck des Lotes erhöht. Jedoch wird beispielsweise durch Flussmitteleinschlüsse der absorbierende Anteil der festen Unterlage reduziert, was zu einer Erhöhung des Benetzungswinkels führt. Da die Beschaffenheit der festen Unterlage in Form eines verzinkten Bleches konstant ist, übt die Legierungszusammensetzung der Lote einen wesentlichen Einfluss auf das Benetzungsverhalten aus.

Durch den Einsatz eines reaktionsträgen Schutzgases, wie zum Beispiel Argon, wird die Oberflächenspannung des Lotes herabgesetzt und der Spreitungsdruck erhöht. Wenn in diesem Fall die Oberflächenspannungen zwischen dem verzinkten Stahlblech und dem Lot sowie zwischen dem verzinkten Stahlblech und der Atmosphäre als konstante Größen gesehen werden, so ist die Oberflächenspannung zwischen schmelzflüssigem Lot und der Atmosphäre als variabel zu betrachten. Einen wesentlichen Einfluss auf das Ausbreiten und die Ausbreitungsgeschwindigkeit des Lotes haben die Viskosität des schmelzflüssigen Lotes und das Reaktionsverhalten zwischen Lot und Grundwerkstoff. Zusätzlich beeinflussen die temperaturabhängige Viskosität der Lote und die Diffusionsvorgänge zwischen Lot und Grundwerkstoff den Benetzungswinkel.

Die Ausbreitungsfläche und die Geschwindigkeit des Ausbreitens des schmelzflüssigen Lotes sind abhängig von der Zeit, der Tropfengröße, der Viskosität in Abhängigkeit von der Temperatur und der Oberflächenenergie des Lotes. Die Zeit und Tropfengröße können wiederum als fixe Größen betrachtet werden. Es gelten folgende Zusammenhänge:

$$F_1 = 2 \cdot \pi \cdot r_A \cdot p_{Sp}$$

$$F_1 = 2 \cdot \pi \cdot r_a \cdot (y_{13} - y_{12} - y_{23})$$

$$F_2 = \frac{4}{3} \cdot \pi^2 \cdot \frac{p_{Fl}}{m_{Fl}} \cdot \eta_{Fl} \cdot r_A^4 \cdot \frac{dr_A}{dt}$$

$$r_A \sim \frac{m_{Fl}}{\eta_{Fl}}$$

Dabei sind

$F_1$  Kraft, die den Lottropfen auseinanderzieht

$F_2$  Reibungskraft

$r_A$  Radius des Lottropfens

$p_{Sp}$  Spreitungsdruck

$m_{Fl}$  Masse des Lottropfens

$\eta_{Fl}$  Viskosität des schmelzflüssigen Lotes

Im Folgenden soll die Viskosität der Lote und der Reaktionscharakter zwischen Lot und Grundwerkstoff betrachtet werden. Die Untersuchungen hinsichtlich des Benetzungsverhaltens sind sowohl im Laser- als auch im Lichtbogenlöten durchgeführt worden. Das Benetzungsverhalten des Lotes spielt besonders beim Laserlöten eine wichtige Rolle, weil in der Regel die Lötnahte im Außenbereich eine gleichmäßige Nahtzeichnung erfordern. Für die Untersuchungen wurden Blindraupen bei folgenden Parametersätzen durchgeführt:

Variable Parameter: Laserleistung

Fixe Parameter: Lötgeschwindigkeit 0,5 m/min

Brennfleckgröße 3 mm

Drahtfördergeschwindigkeit 0,5 m/min

Die Einstellung der Laserleistung beginnt beim vollständigen Aufschmelzen des Lotes und endet beim Auftreten von Schädigungen des Lote oder des Grundwerkstoffes bzw. der Zinkschicht. Als Referenzprobe wurde das Lot CuSi3Mn1 mit Leistungsarten zwischen 650 und 1050 Watt getestet. Die Leistungsparameter und die vermessenen Benetzungswerte sind in Tabelle 7 dargestellt.

#### 4.1.5.4. Korrosionsverhalten

Das Korrosionsverhalten wurde mit Hilfe des Gitterschnittverfahrens beurteilt. Dabei wurde auf den lackierten Flächen eine Gitterstruktur eingeritzt. Anschließend wurde mit Hilfe eines Klebestreifens die Menge der anhaftenden Lackpartikel nach DIN EN ISO 2409 ermittelt. Diese Untersuchung ist im Rahmen der Laserlötversuche an den Proben in Tabelle 5.8 durchgeführt worden.

Der Korrosionswechseltest besteht aus Salzsprühnebel, Kondenswasserkonstantklima und Raumtemperatur zusammen.

#### **4.2. MIG-Löten**

Das MIG-Löten wird besonders im Strukturbereich der Karosserie mit erhöhten Festigkeitsanforderungen angewendet. Deshalb werden in der vorliegenden Arbeit Untersuchungen an hoch- und höchstfeste Blechqualitäten betrachtet. Darüber hinaus wird das Benetzungsverhalten der unterschiedlichen Lote ermittelt. Die Ausbildung von stark konvex ausgebildeten Nähten kann zu erhöhter Kerbwirkung und bei verstärktem Einsatz des Coldarc-Effektes zu mangelnden Festigkeitseigenschaften führen. Mit Hilfe veränderter Schutzgaszusammensetzungen sind unterschiedliche Eigenschaften der Lötnaht zu erwarten. Deshalb sollen neben Argon 4.6 nach DIN EN ISO 14175 auch die Wirkungen von Gemischen aus Argon und aktiven Gasanteilen untersucht werden. Ein Vorzug des MIG-Lötens im Vergleich zum Schweißen mit Stahldrähten ist der geringere Verzug der Bleche. Der Einfluss des Wärmeeintrages zwischen beiden Fügeverfahren soll dargestellt werden. Zusätzlich ist der thermische Einfluss ausgewählter Legierungen auf die Fugestelle zu ermitteln. Nachfolgende Beschichtungsprozesse erfordern ein optimales Phosphatierungsverhalten der verwendeten Lote. Geeignete Legierungen sind diesbezüglich zu untersuchen.

##### **4.2.1. Grundwerkstoffe**

Bei der Auswahl der Grundwerkstoffe für die Strukturkonstruktion der Fahrzeugkarosserie wurden folgende hoch- bzw. höchstfeste Stahlbleche verwendet:

- Dualphasenstahl HCT780 XD Z70 (DP800), /77/
- TRIP-Stahl HCT690 T Z100 (TRIP700), /77/
- Pressgehärteter Stahl 22MnB5 (Handelsname MBW 1500+AS), /79/, /80/

##### **4.2.2. Lote**

Als Zusatzwerkstoffe wurden folgende Legierungen ausgewählt:

Tabelle 3: Versuchslegierungen MIG-Löten

<b>Legierung</b>	<b>gewünschte Eigenschaft</b>	<b>marktüblich oder neu</b>
CuSi2Mn1	höhere Lötgeschwindigkeit	marktüblich, genormt
CuSi2Al1Mn1	höhere Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuSi3Mn1	Referenz; Prozessstabilität	marktüblich, genormt
CuAl2Ni2	höhere Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen



CuAl3Ni1	höhere Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuAl3Ni2	höhere Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuAl3Mn1Si1	höhere Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuAl5Ni2	hohe Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	marktüblich, genormt
CuAl6Mn2Ni2Fe1	höhere Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	neu erschmolzen
CuAl7	hohe Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	marktüblich, genormt
CuAl8Ni2Fe2Mn2	hohe Festigkeit, gute Phosphatierbarkeit	marktüblich, genormt
CuSn6Ag1	Gutes Fließverhalten, niedrige Arbeitstemperatur	neu erschmolzen
CuMn12Ni2	hohe Streckgrenze	marktüblich, genormt

#### 4.2.3. Versuchsaufbau

Der Versuchsaufbau für die Lötungen wurde entsprechend den Anforderungen nach DVS-Merkblatt 0938-1 eingerichtet.

Verwendete Stromquellen und Anlagentechnik:

- Phoenix 330 ColdArc der Firma EWM
- Portalfahrwerk Fronius FDV 50
- Wärmebildkamera Typ VarioCam der Firma Infratec
- CMT-Anlage TPS 5000
- Portalfahrwerk
- Schutzgas Argon

#### MIG-Lötprozess:

Das Drahtvorschubgerät war mit dem Brenner über einen Zentralanschluss verbunden. Die Stromquellen zeichnen sich besonders dadurch aus, dass dünnste Bleche wärmereduziert gefügt werden können. Der auf einem Schlitten montierte Brenner wurde parallel zum Blech über einen Vorschubantrieb verfahren.

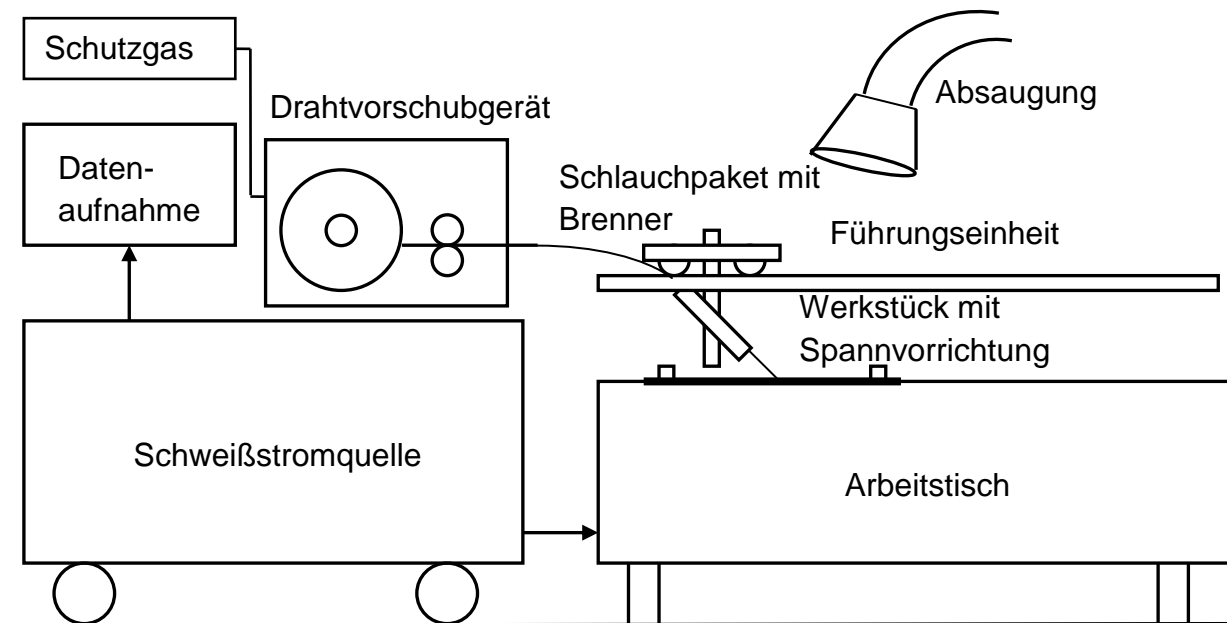


Bild 29: Schema der Versuchseinrichtung für das Lichtbogen-Löten nach DVS-Merkblatt 0938-1

Sowohl die Lötgeschwindigkeit als auch die Vorschubgeschwindigkeit des Brenners waren geregelt und stufenlos einstellbar. Als Rauchschutz diente eine über dem Blech verfahrbare Absaugeinrichtung. Die verwendeten Drahtelektroden mit einem Durchmesser von 1,0 mm werden in Tab. 17 genannt.

Der Abstand zwischen Brenner und Blech wurde mittels einer Lehre eingestellt. Die Brennerposition betrug 2° stechend und 5° seitlich zur Kehlnaht.



Bild 30: Versuchseinrichtung für das Lichtbogenlöten mit EWM Coldarc 330



Bild 31: Versuchseinrichtung für das Lichtbogenlöten mit CMT TPS 5000

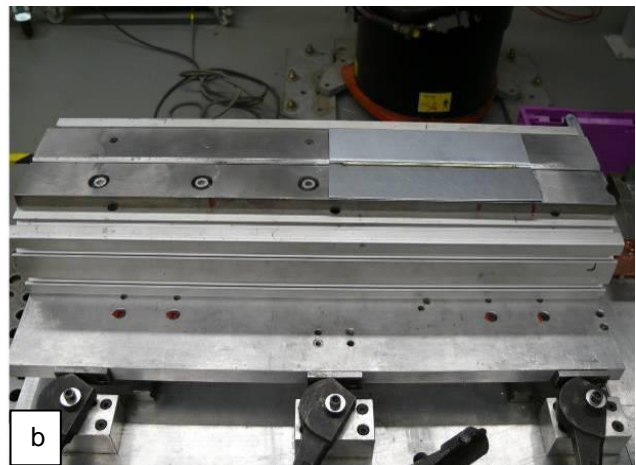
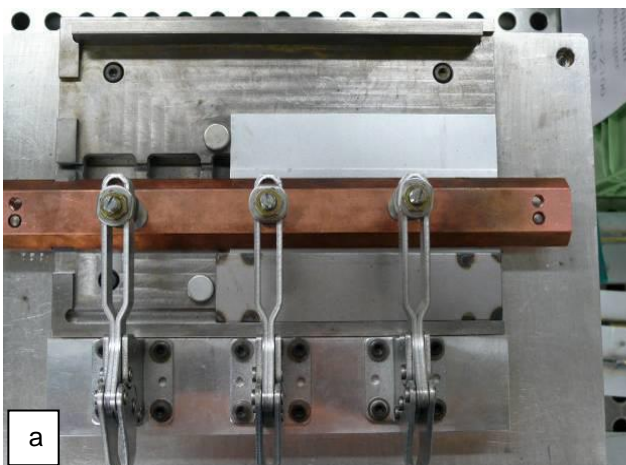


Bild 32 a, b: Spannvorrichtung für Überlapp- und Bördelnähte

#### 4.2.4. Messdatenerfassung

Die Versuche mit den ausgewählten Kupferloten wurden im MIG-Verfahren sowohl mit Impulslichtbogen als auch mit dem sogenannten „Kalten Lichtbogen“ im Kurzlichtbogen-Modus durchgeführt. Die Einflüsse der unterschiedlichen Lichtbogenarten auf die Prozessstabilität und das Lötergebnis sind in /81/ und /82/ beschrieben.

Neben den Parametern Spannung und Stromstärke wurde die Lötgeschwindigkeit erfasst. Weiterhin sind die Spannungs- und Lichtbogenkorrekturfaktoren aufgezeichnet worden. Obwohl Strom und Spannung im Wesentlichen den jeweiligen Betriebspunkt beim Schweißen beschreiben, erschien es zweckmäßig, zusätzlich die Drahtvorschubgeschwindigkeit zu registrieren. Damit war es möglich, zum einen die erbrachte Abschmelzleistung (Menge pro Zeiteinheit) direkt zu ermitteln, zum anderen den gewünschten Betriebspunkt durch Vorwahl der Spannung und der Drahtvorschubgeschwindigkeit einzustellen und somit eine bessere Reproduzierbarkeit der Messergebnisse zu erzielen. Die Messdaten wurden von der Schweißstromquelle direkt auf den PC übertragen und entsprechend graphisch und analytisch dargestellt. Als Referenz wurden die Parameter des Lotes CuSi3Mn1 und des Schweißzusatzes G4Si1 zugrunde gelegt.

#### **4.2.5. Versuchsdurchführung**

##### **4.2.5.1. Überlappnaht 22MnB5+AS**

Bei der Auswahl der Lote wurde zuerst auf marktübliche genormte Legierungen zurückgegriffen. Im Einzelnen sind dies die Typen CuSi3Mn1, CuAl7 und CuAl8Ni2Fe2Mn2. Bei dem Lot CuSi3Mn1 handelt es sich um das mengenmäßig am meisten eingesetzte Standard-Lot für das Lichtbogenlöten im Dünnsblechbereich. Als Referenz wurde zusätzlich der Schweißdraht G4Si1 getestet.

**Schweißdraht (Referenz): G4Si1**

**Lote: CuSi3Mn1, CuAl7, CuAl8Ni2Fe2Mn2**

Die detaillierten Prozessparameter sind in Tabelle 3 im Anhang dargestellt. Die Lötungen erfolgten an pressgehärtetem Stahl 22MnB5 mit einer AlSi-Beschichtung, nach DIN EN 10336 in Blechdicke 1,5 mm. Die Zugfestigkeit der verwendeten Bleche beträgt 1500 N/mm<sup>2</sup> /83/, /84/. Es wurden Kehlnähte am Überlappstoß ohne Spalt mit 16 mm Überlappung in der Position PB hergestellt. Der auf einem Schlitten montierte Brenner wird parallel zum Blech über einen Vorschubantrieb verfahren.

Bei der Auswahl der Lote wurde auf marktübliche genormte Legierungen zurückgegriffen. Im Einzelnen sind dies die Typen CuSi3Mn1, CuAl7 und CuAl8Ni2Fe2Ni2. Bei dem Lot CuSi3Mn1 handelt es sich um das mengenmäßig am meisten eingesetzte Standardlot für das MIG-Löten im Dünnsblechbereich. Als Referenz wurden die Parameter des Schweißzusatzes G4Si1 zugrunde gelegt.

#### **4.2.5.2. Überlappnaht HCT780XD Z70 (DP 800) und HCT690T Z100 (TRIP700)**

**Schweißdraht (Referenz): G4Si1**

**Lote: CuSn6Ag1, CuSi2Al1Mn1, CuSi2Mn1, CuSi3Mn1, CuMn12Ni2,  
CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuAl5Ni2, CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuAl3Mn1Si1; CuAl7**

An beiden Grundwerkstoffen wurde eine Kehlnaht am Überlappstoß gelötet. Im ersten Versuch wurden Bleche der Qualität HCT780XD Z70 jeweils im Impulslichtbogen als auch im sogenannten Coldarc-Modus in der Kehlnaht am Überlappstoß gelötet. Die ermittelten Zugfestigkeiten ergeben in Summe bei beiden Lichtbogenvarianten ähnliche Werte, wobei teilweise deutliche Abweichungen innerhalb der einzelnen Legierungen zu verzeichnen sind (Bild 96). Bei den zehn verwendeten Loten wurden sechs handelsübliche Standardlote und vier neu erschmolzene Proben verwendet. Zusätzlich wurde der Schweißdraht G4Si1 als Referenz im Impulslichtbogen geschweißt.

Die höchsten Festigkeitswerte sind bei der Legierung CuMn12Ni2 und den Aluminium-Bronzen erzielt worden. In einer zweiten Versuchsreihe wurden ausgewählte Legierungen im Impulslichtbogen und dem Kurzlichtbogen an HCT780XD wiederholt getestet (Bild 97) und zusätzlich Bleche der Qualität HCT690T Z100 gelötet (Bild 98).

**Lote: CuSi3Mn1, CuAl3Ni1, CuAl2Ni2, CuAl3Ni2, CuAl8Ni2Fe2Mn2**

Die Versuche wurden am taillierten Stumpfstoß (12 x 1,5 mm) und teilweise am Überlappstoß (40 x 1,5 mm) an HCT780XD Z70 durchgeführt. Als Vergleichswerte dienten die Zugfestigkeiten des Grundwerkstoffes und einer Lötprobe mit CuSi3Mn1 am Stumpfstoß.

Die niedriglegierten CuAlNi-Lote wurden vergleichsweise zusätzlich unter Verwendung eines geeigneten Flussmittels (Sonderflussmittel der Firma Fontargen, s. Tab. 17) verarbeitet, indem der Nahtbereich dünn mit Paste eingestrichen wurde. In Vorversuchen waren das Nahtaussehen und das Benetzungsverhalten deutlich positiver beeinflusst worden.

#### **4.2.5.3. Ermittlung der Benetzungswinkel**

Für die Ermittlung des Benetzungsverhaltens wurden auf elektrolytisch verzinkten Blechen Blindraupen bei drei verschiedenen Lötgeschwindigkeiten (116, 140, 174 cm/min) gelötet. Ziel des Versuches war es, bei maximaler Lötgeschwindigkeit diejenigen Lote zu ermitteln, die den geringsten Benetzungswinkel erzeugen.



Für die Versuche wurden folgende Lote untersucht:

CuSn6Ag1	CuMn12Ni2	CuAl6Mn2Ni2Fe1	CuAl3Ni2
CuSi2Al1Mn	CuSi2Mn1	CuAl8	CuAl2Ni2
CuAl5Ni2	CuAl3Mn1	CuAl8Ni2Fe2Mn2	
CuSi3Mn1	CuAl3Mn1Si1	CuAl3Ni1	

#### 4.2.5.4. Untersuchung des Wärmeeintrages

Ein wesentlicher Vorteil des MIG-Lötverfahrens im Vergleich zum Schweißen mit Stahl-Drähten ist die verminderte Energieeinbringung. Neben dem Nachweis der eingebrachten Streckenenergie wurde mit Hilfe der Infrarottechnik die Wärmezufuhr dargestellt. Im ersten Versuch wurde mit Hilfe der Wärmebildkamera des Typs VarioCam der Firma Infratec die zugeführte Wärme aufgenommen. Die Aufnahmen ließen sich aus prozesstechnischen Gründen nur als relative Größen im Vergleich zueinander herstellen. Absolute Temperaturwerte sind mit diesem Verfahren nicht darstellbar. Ursache sind das Emissions- und Reflexionsverhalten der verwendeten Lote sowie der Einfluss des Lichtbogens (Bild 34).

Die Proben wurden als Kehlnaht am Überlappstoß hergestellt. Es wurden zwei unterschiedliche Löt- bzw. Schweißgeschwindigkeiten jeweils für die Legierungen G4Si1, CuSi3Mn1 und CuAl3Ni2 ausgewählt. Dabei wurde das Wärmebild sowohl direkt nach der Brennerdüse als auch 80mm hinter der Brennerdüse erfasst.

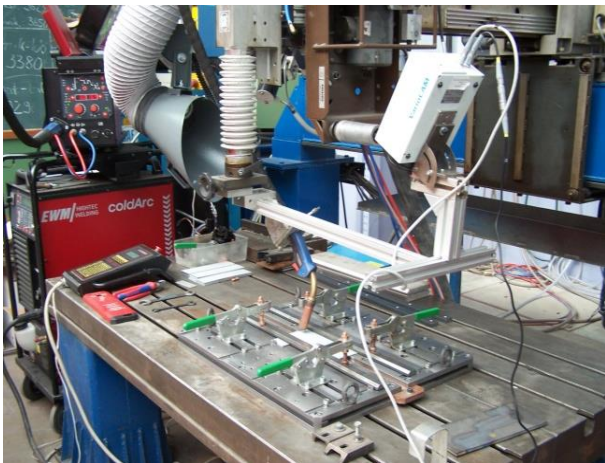


Bild 33: Versuchsanordnung mit Wärmebildkamera

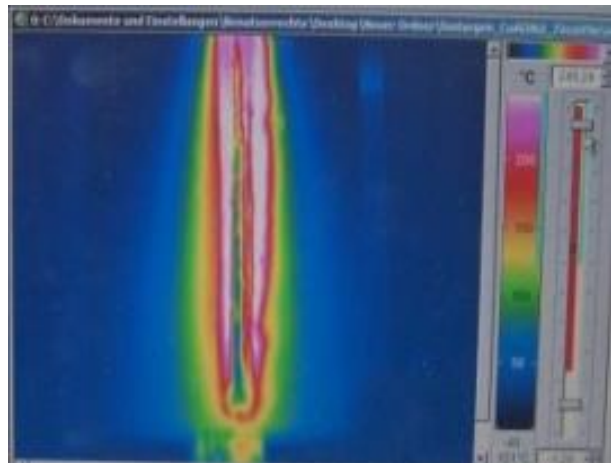


Bild 34: Darstellung einer Wärmebildaufnahme mit Hilfe der VarioCam

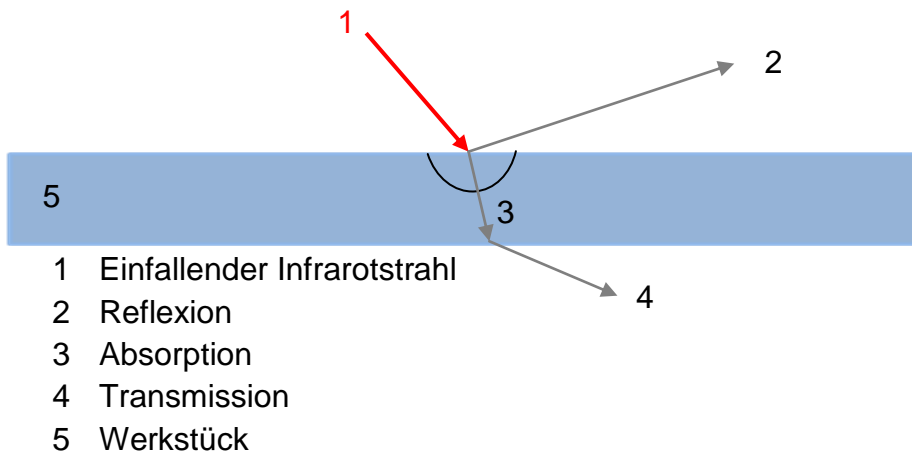


Bild 35: Darstellung der Strahleneinkopplung

#### 4.2.5.5. Phosphatierungsverhalten

Im Außenbereich MIG-gelöteter Bleche ist es von wesentlicher Bedeutung, dass sowohl die Löt Nähte als auch die Blechoberfläche nach dem Lackieren ein homogenes Erscheinungsbild ergeben. Eine entscheidende Bedeutung kommt hierbei der Zinkphosphatierung zu. Die chemischen Vorgänge der Phosphatierung werden in /85/ beschrieben. Ausgehend von den Legierungsbestandteilen der Lote einerseits und der verzinkten Blechoberfläche andererseits bilden sich unterschiedlich dichte Phosphatschichten aus. Diese aber wiederum sind Voraussetzung für die Bildung einer gleichmäßigen Lackschicht. Die Löt naht eines CuSi3Mn1-Lotes kann sich unter ungünstigen Bedingungen an der fertig lackierten Karosserie abzeichnen.

In Versuchen wurde nachgewiesen, dass die elektrochemische Spannung der Elemente im Lot einen wesentlichen Einfluss auf das Phosphatierungsverhalten hat. Je unedler das Legierungselement ist, desto größer ist das Bestreben, Elektronen abzugeben. Edle Metalle, wie beispielsweise Kupfer, lassen sich nur unzureichend aktivieren.

Die üblich eingesetzten Legierungselemente haben in der elektrochemischen Spannungsreihe folgende Werte:

Cu	→	Cu <sup>2+</sup>	+	2e <sup>-</sup>	+ 0,0337 V
Al	→	Al <sup>3+</sup>	+	3e <sup>-</sup>	+ 1,6000 V
Ni	→	Ni <sup>2+</sup>	+	2e <sup>-</sup>	- 0,2300 V
Sn	→	Sn <sup>4+</sup>	+	2e <sup>-</sup>	- 0,1400 V
Zn	→	Zn <sup>2+</sup>	+	2e <sup>-</sup>	- 0,7600 V

Aluminium und Nickel sind für das Löten besonders interessant, weil sie im Vergleich zu Zinn und Zink in größeren Mengen zulegiert werden. Die elektrochemischen Potentiale dieser Legierungselemente haben deshalb einen positiven Einfluss auf das Phosphatierungsverhalten.

## 5. Versuchsauswertung

### 5.1. Laserlöten

#### 5.1.1. Visuelle Prüfung

##### 5.1.1.1. Bördelnaht DX54D+Z100

#### Lotlegierungen: CuAl3Ni1, CuAl2Ni2, CuAl3Ni2, CuSi3Mn1

Unabhängig von den eingestellten Parametern konnte während des Lötvorganges eine klare Unterscheidung der einzelnen Lote festgestellt werden. Sowohl die Geräuschentwicklung als auch die Rauch- und Schmauchentwicklung waren deutlich legierungsabhängig. Je höher der Al-Anteil und je niedriger der Ni-Anteil waren, desto geräuschvoller und unruhiger war der Lötprozess. Die Lötung mit dem Referenzlot CuSi3Mn1 war so gut wie geräuschfrei. Trotz der taktilen Drahtführung war die Strahl-/Drahtpositionierung nicht immer mittig. Zu erkennen ist dies bei der visuellen Prüfung nach dem Löten an der Unterseite der Bördelnahtproben durch die unterschiedliche Beeinflussung der Zinkschicht.



Bild 36: Prüfproben, ZW: CuSi3Mn1



Bild 37: Prüfproben, ZW: CuAl3Ni2



Bild 38: Bördelnaht, Anschmelzung der Zink-Schicht, ZW: CuSi3Mn1



Bild 39: Bördelnaht, keine Beeinflussung der Unterseite, ZW: CuAl3Ni2

In gleicher Weise wie die Ergebnisse der Rauch- und Schmauchentwicklung stellt sich das Ergebnis in Nahtaussehen, dem Spritzeranteil und im Prozessverhalten dar. Mit zunehmendem Aluminiumanteil nimmt die Nahtqualität ab und der Anteil fest haftender Spritzer steigt. Sporadisch treten Löcher an der Nahtoberseite auf. Die erarbeiteten Ergebnisse treffen sowohl für Bördelnähte als auch für Überlappnähte zu.



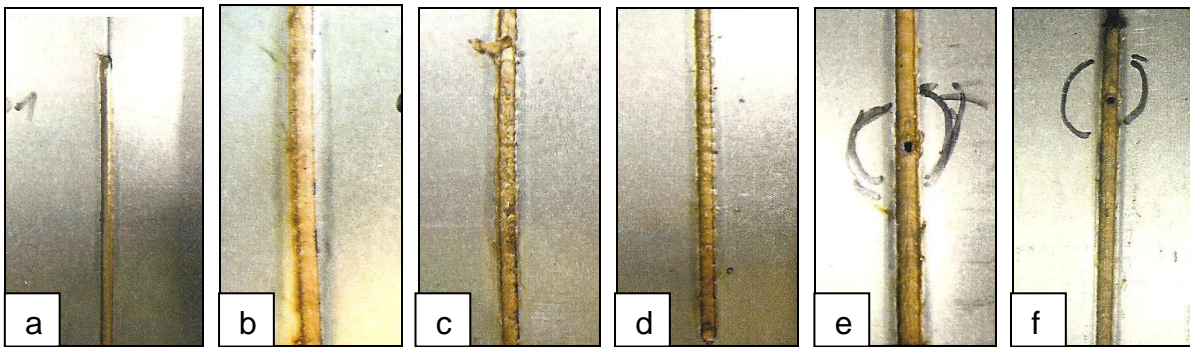


Bild 40: CuSi3Mn1 (a), CuAl3Ni2 (b), CuAl3Ni1 (c), (d), CuAl2Ni2 (e), (f)

**Lotlegierungen: CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuSn6Ag1, CuMn12Ni2, CuAl5Ni2, CuSi2Mn1, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuSi3Mn1**

Die Blechqualitäten DX54D und HC180BD werden in verzinkter Ausführung vorwiegend im Außenhautbereich der Karosserie verwendet. Als Fügeverfahren kommt vorwiegend das Laserlötverfahren zum Einsatz, da in der Regel längere Nähte mit hoher Geschwindigkeit gelötet werden müssen und eine Nachbearbeitung der Lötnaht nicht mehr erforderlich ist. Die Kehlnähte am Überlappstoß mit Prozessparametern sind in der folgenden Übersicht dargestellt.

CuAl6Mn2Ni2Fe1	$P_L = 2800 \text{ W}$ $B = 2,6 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,24 \text{ m/min}$ SG: Ar 15 l/min	
CuSn6Ag1	$P_L = 2600 \text{ W}$ $B = 2,9 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,48 \text{ m/min}$ SG: ohne	
CuMn12Ni2	$P_L = 3600 \text{ W}$ $B = 2,7 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,2 \text{ m/min}$ SG: Ar 10 l/min	
CuAl5Ni2	$P_L = 2800 \text{ W}$ $B = 2,8 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,3 \text{ m/min}$ SG: Ar 15 l/min	




CuSi2Mn1	$P_L = 2400 \text{ W}$ $B = 2,9 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,4 \text{ m/min}$ SG: Ar 15 l/min	
CuAl8Ni2Fe2Mn2	$P_L = 2600 \text{ W}$ $B = 2,9 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,4 \text{ m/min}$ SG: ohne	
CuSi3Mn1	$P_L = 2800 \text{ W}$ $B = 2,9 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,0 \text{ m/min}$ SG: Ar 15 l/min	

Bild 41: Laserlötproben, Bördelnaht, Parametersätze, Nahtoberfläche, Nahtquerschnitt /84/

Die Lötnahte der beiden CuSiMn-Legierungen zeigen eine sehr gleichmäßige und glatte sowie spritzerfreie Oberfläche. Die Reproduzierbarkeit ist sehr gut. Bei den CuAl-Legierungen ist infolge mangelnder Benetzung auf der Blechoberfläche ein deutlich ungleichmäßiger Nahtverlauf festzustellen

Das Lot CuMn12Ni2 lässt sich nur unter Schutzgas Argon I1 in einer zufriedenstellenden Qualität verarbeiten. Ohne Schutzgas neigt die Legierung zu Spritzern und Schwarzfärbung der Lötnaht. Die Legierung CuSn6Ag lässt sich ebenfalls nur unter Argonatmosphäre vergleichsweise gut verarbeiten.

### Lotlegierung: CuNi2

Im Laserlötverfahren wird die Porenbildung infolge der hohen Fügegeschwindigkeit unterdrückt. Bei relativ niedrigen Werten für die Lötgeschwindigkeit, den Drahtvorschub und die Laserleistung ist die Naht ungleichmäßig ausgebildet. Mit zunehmenden Parametern verbessert sich das Nahtbild.



Bild 42: Bördelnaht mit niedrigen Parametern:  $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 2,0 \text{ m/min}$ ;  $P = 1500 \text{ W}$



Bild 43: Bördelnaht mit erhöhten Parametern:  $v_L = 6,0 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 4,0 \text{ m/min}$ ,  $P = 3000 \text{ W}$

### 5.1.1.2. Überlappnaht DX54D+Z100 / HC180BD

**Lotelegierungen: CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuSn6Ag1, CuMn12Ni2, CuAl5Ni2, CuSi2Mn1, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuSi3Mn1**






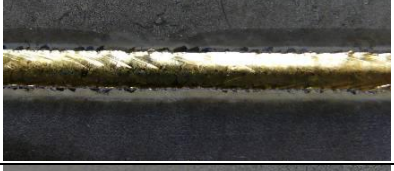

CuAl6Mn2Ni2Fe1	$P_L = 2800 \text{ W}$ $B = 2,5 \text{ mm}$ $v_L = 2,32 \text{ m/min}$ $v_D = 2,32 \text{ m/min}$ SG: Ar 15 l/min	
CuSn6Ag1	$P_L = 3600 \text{ W}$ $B = 2,8 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,32 \text{ m/min}$ SG: Ar 10 l/min	
CuMn12Ni2	$P_L = 2800 \text{ W}$ $B = 2,5 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,32 \text{ m/min}$ SG: Ar 15 l/min	
CuAl5Ni2	$P_L = 2800 \text{ W}$ $B = 2,6 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,32 \text{ m/min}$ SG: Ar 2,5 l/min	
CuSi2Mn1	$P_L = 2800 \text{ W}$ $B = 2,6 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,32 \text{ m/min}$ SG: Ar 2,5 l/min	
CuAl8Ni2Fe2Mn2	$P_L = 3000 \text{ W}$ $B = 2,6 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,32 \text{ m/min}$ SG: Ar 15 l/min	
CuSi3Mn1	$P_L = 2400 \text{ W}$ $B = 2,6 \text{ mm}$ $v_L = 2,0 \text{ m/min}$ $v_D = 2,32 \text{ m/min}$ SG: ohne	

Bild 44: Laserlötproben, Kehlnaht am Überlappstoß, Parametersätze, Nahtoberfläche, Nahtquerschnitt

Die Beurteilung des äußeren Befundes der Lötnahtoberflächen lässt sich mit den Oberflächen der Laserlötergebnisse an den Bördelnähten in Bild 40 vergleichen.

### 5.1.2. Statische Zugversuche

Bei der Ermittlung der Zugfestigkeit wurden verschiedene Probenformen verwendet. Typische Lötgeometrien sind in den Bildern 44 und 45 dargestellt. Bei industriellen Untersuchungen kommen unterschiedliche Probenformen zum Einsatz. Folgende Regelwerke wurden herangezogen:

#### a) Statischer Zugversuch nach DIN EN 10002 /85/

Es wurden Bleche der Abmessung 200 x 200 x 1,5 mm verwendet. Die Probeentnahme erfolgte analog Bild 43 wobei die Überlappung der Bleche 15 mm beträgt.

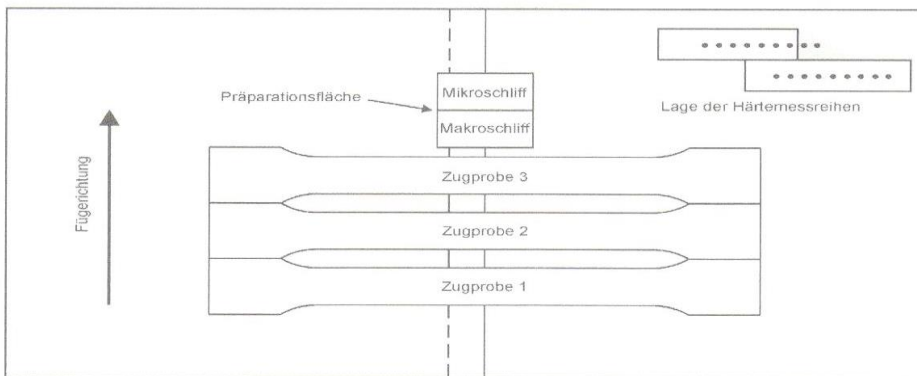


Bild 45: Lage der Probeentnahmestellen

#### b) Scherzugversuch nach DVS-Merkblatt 2614-1:

Bei Scherzugprüfungen sind im Vergleich zu Stumpfstoßprüfungen bei der Auswertung der Ergebnisse einige Effekte zu berücksichtigen. Ansonsten können Fehlinterpretationen auftreten. Einerseits kann es zum Aufstellen der Lötnaht kommen (Kopfzug) und andererseits wirkt die Lötnaht als „Einspannung“, wobei das Versagen in den Grundwerkstoff verlagert wird. Bei Verwendung taillierter Proben wird das Versagen im Lötgut provoziert.

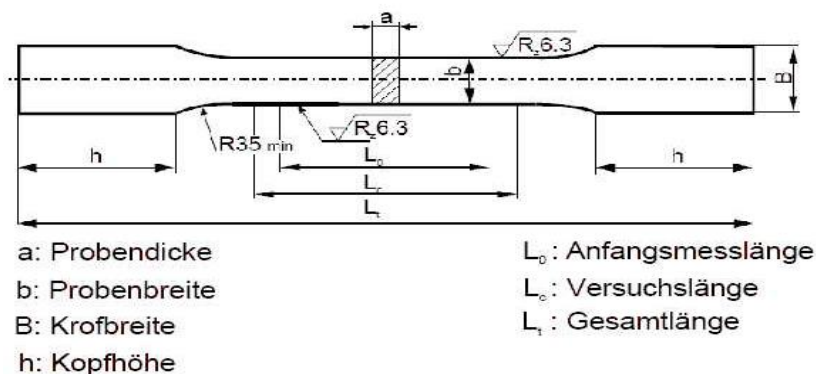


Bild 46: Taillierte Scherzugprobe ohne Einspannbohrungen

Abmessungen:      $a = 15 \text{ mm}$   
                           $b = 12,5 \text{ mm}$   
                           $B = 32,0 \text{ mm}$   
                           $h = 50,0 \text{ mm}$

**c)     Schälzugversuch, Kehlnaht am Überlappstoß nach DVS-Merkblatt 0938-2**

Der Schälzugversuch wird für Kehlnähte am Bördelstoß durchgeführt /86/.

**5.1.2.1.   Bördelnaht DX54D+Z100**

**Lotlegierungen: CuAl3Ni1, CuAl2Ni2, CuAl3Ni2, CuSi3Mn1**

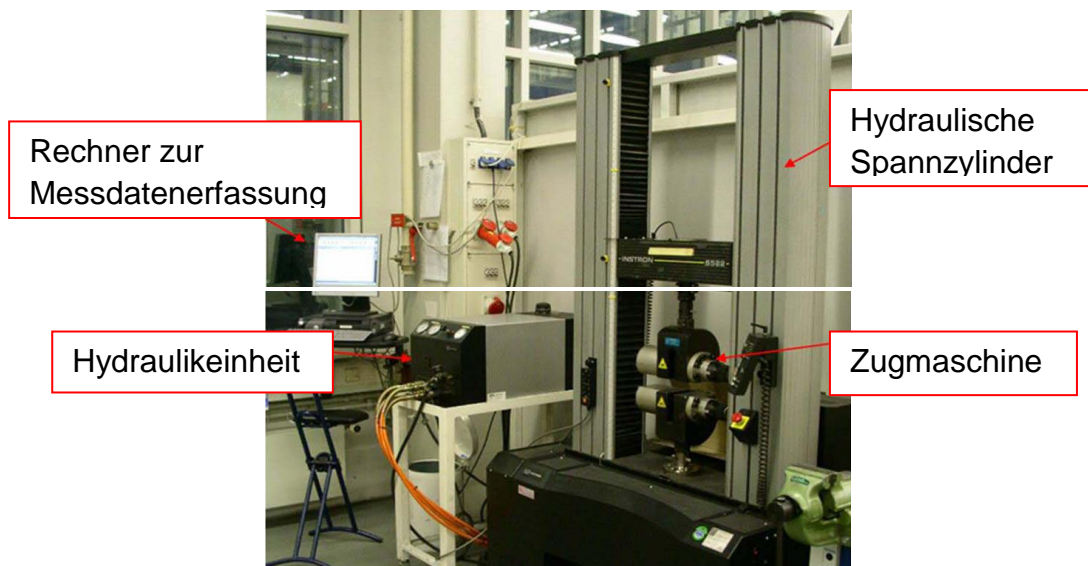


Bild 47: Zugprüfmaschine Instron 5582

Die Zugkräfte wurden an Bördelnahtproben ermittelt. Dabei gab es deutliche Abweichungen in den Messergebnissen. Teilweise waren die Strahl- und Drahtpositionierung nicht mittig. Diese Ungenauigkeit führte zu deutlich niedrigeren Zugfestigkeiten, erkennbar an der geringen Einschnürung.



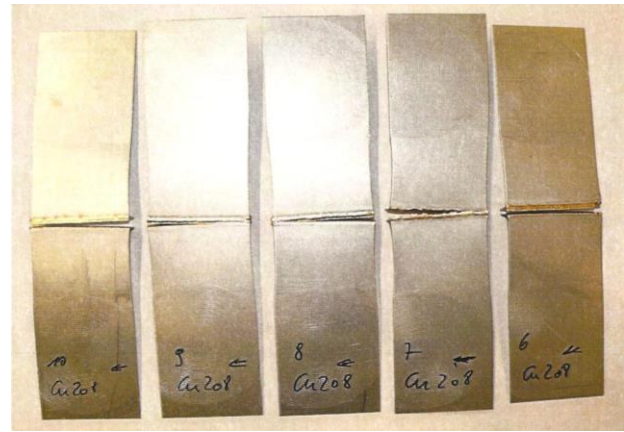
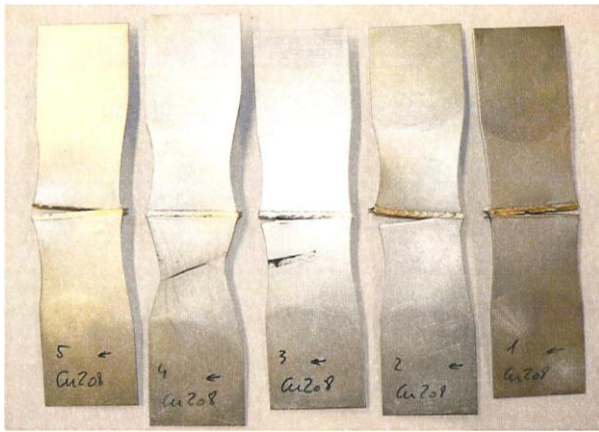


Bild 48: Zugproben CuSi3Mn1, große Einschnürung (links) mit Anriss in der WEZ bzw. im GW, Zugkräfte 10-11 kN; geringe Einschnürung (rechts) durch Strahlversatz, Zugkräfte 7,7 - 9,8 kN

Die gemessenen Zugkräfte der CuAlNi-Legierungen sind vergleichbar mit denen des Lotes CuSi3Mn1.

Tabelle 4: Zugkräfte an der Bördelnaht

Lot	F max [kN]	F min [kN]	F mittel [kN]
CuSi3Mn1	10,79	7,78	9,73
CuAl2Ni2	10,50	8,40	9,44
CuAl3Ni1	10,51	8,39	9,59
CuAl3Ni2	10,81	7,53	9,65

#### 5.1.2.2. Überlappnaht DX54D+Z100 / HC180BD

**Lotelegierungen:** CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuSn6Ag1, CuMn12Ni2, CuAl5Ni2, CuSi2Mn1, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuSi3Mn1

Mit den Blechqualitäten DX54D+Z100 und HC180BD ZE 75/75 sind Laserlötversuche mit acht verschiedenen Lotes an der Bördelnaht durchgeführt worden. Die aufgewendete Zugkraft der einzelnen Lote ist im Bild 47 dargestellt. Der Werkstoff DX54D+Z100 wurde zusätzlich für Benetzungsversuche, Thermografieaufnahmen und Untersuchungen des Phosphatierungsverhaltens verwendet.

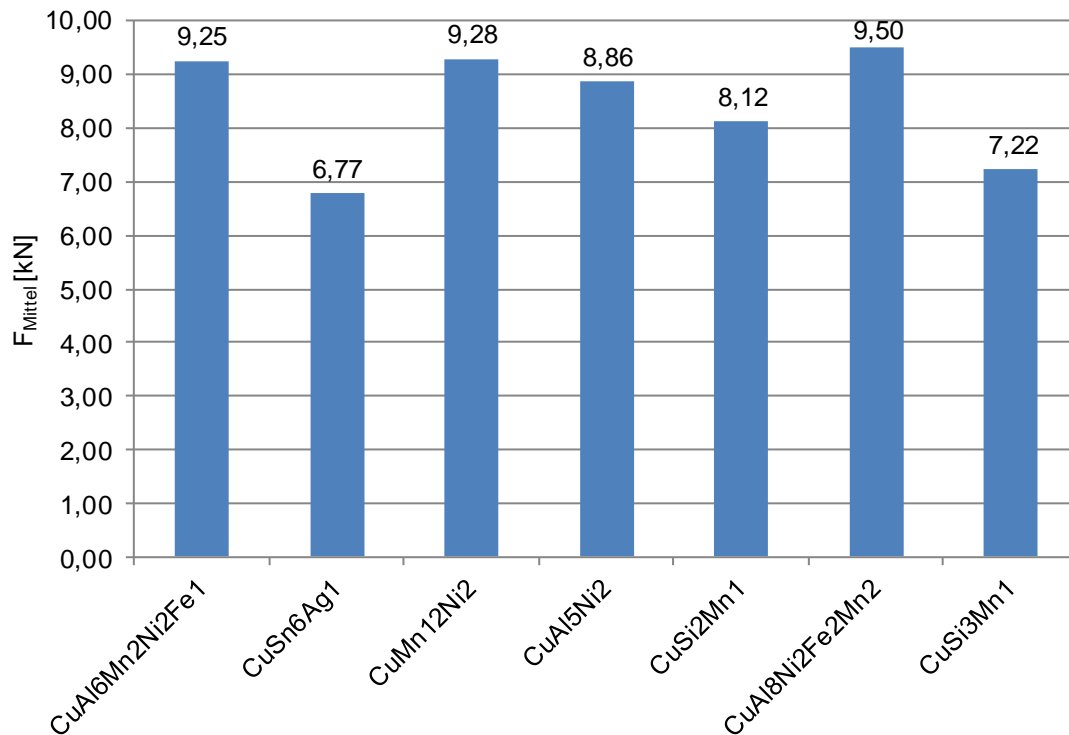


Bild 49: Zugkraft ausgewählter Lote, GW: DX54D+Z100, Nahtform: Überlappnaht, Fügeverfahren: Laserlöten

Berücksichtigt man den Probenquerschnitt des Bleches von  $0,8 \text{ mm} \times 45 \text{ mm} = 36 \text{ mm}^2$ , dann ergeben sich folgende Zugfestigkeiten:

Tabelle 5: Zugestigkeit unterschiedlicher Lote, GW: DX54D+Z100, Laserlöten

Lotlegierung	F [N]	A [mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] Scherzug	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ] Lotlegierung (Herstellerangabe)
CuAl6Mn2Ni2Fe2	9250	36,0	257	>360
CuSn6Ag1	6770	36,0	188	>260
CuMn12Ni2	9280	36,0	258	>350
CuAl5Ni2	8860	36,0	246	>360
CuSi2Mn1	8120	36,0	226	>285
CuAl8Ni2Fe2Mn2	9500	36,0	264	>530
CuSi3Mn1	7220	36,0	201	>350

Bei den silberhaltigen Kupferloten CuAg1 und CuSnAg1 war ein sprödes Bruchverhalten erkennbar. Besonders hohe Festigkeitswerte sind mit den Loten CuAl8Ni2Fe2Mn2,

CuMn12Ni2 und CuAl6Mn2Ni2Fe1 erzielt worden. Insgesamt lagen die gemessenen Festigkeitswerte deutlich unter den ermittelten absoluten Zugfestigkeiten im Stumpfstoß der Lote. Die Breite der untersuchten Zugproben mit 48 mm Probenbreite hat einen entscheidenden Einfluss auf das gemessene Ergebnis. Es ist ein Zusammenhang zwischen Probenbreite und ermittelter Scherzugfestigkeit erkennbar.

### **Lotlegierung: CuNi2**

Bei der Legierung CuNi2 wurde lediglich eine Probenbreite von 12,5 mm verwendet. Die ermittelten Scherzugwerte bewegen sich auf hohem Niveau und sind mit den Werten höherfesterer Legierungen bei Probenbreite 45 mm vergleichbar, obwohl die Legierung CuNi2 mit  $>220 \text{ N/mm}^2$  deutlich geringer ist. Die Zugversuche sind an der Bördelnaht durchgeführt worden. Der CuNi2 mit einer Zugfestigkeit von  $> 220 \text{ N/mm}^2$  erfüllt den Zweck einer Dichtnaht.

Tabelle 6: Lötparameter und Zugfestigkeit, GW: DX54D+Z100, ZW: CuNi2, Laserlöten

Löt- geschwindigkeit [m/min]	Drahtvorschub- geschwindigkeit [m/min]	Laserleistung [W]	R <sub>m</sub> [N/mm <sup>2</sup> ] Scherzug	R <sub>P0,2</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]
2	2	1500	257	169
4	4	3000	250	170
4	4	2800	225	176
4	4	3200	245	168
6	6	4000	221	173
6	4	4000	227	183

Die Erhöhung der Lötgeschwindigkeit, einhergehend mit der Steigerung des Drahtvorschubes und der Laserleistung zeigt eine geringfügige Abnahme der Zugfestigkeitswerte. Der Einfluss auf die Streckgrenzenwerte ist nur gering.

### **5.1.3. Mikroskopische Untersuchung**

#### **5.1.3.1. Bördelnaht DX54D+Z100**

### **Lotlegierungen: CuAl3Ni1, CuAl2Ni2, CuAl3Ni2, CuSi3Mn1**

In den Detailaufnahmen der Bilder 49 und 50 ist besonders bei den Überlappnähten zu erkennen, dass Anschmelzungen des Grundwerkstoffes nicht vollständig vermeidbar sind. Besonders bei den Bördelnähten kann es infolge von Strahlversatz zum Anschmelzen der



Nahtflanke auf der stärker temperaturbelasteten Seite kommen. Neben der Ausbildung eines asymmetrischen Nahtbildes ist auch eine stärkere Beeinflussung des Grundwerkstoffgefüges erkennbar. Im Vergleich der Lote CuAl3Ni2, CuAl2Ni2 und CuAl3Ni1 untereinander waren keine nennenswerten Unterschiede feststellbar. Insgesamt waren bei der Legierung CuSi3Mn1 weniger Lötfehler nachweisbar und Prozessschwankungen wirken sich nicht so gravierend wie bei den niedriglegierten CuAlNi-Legierungen aus.

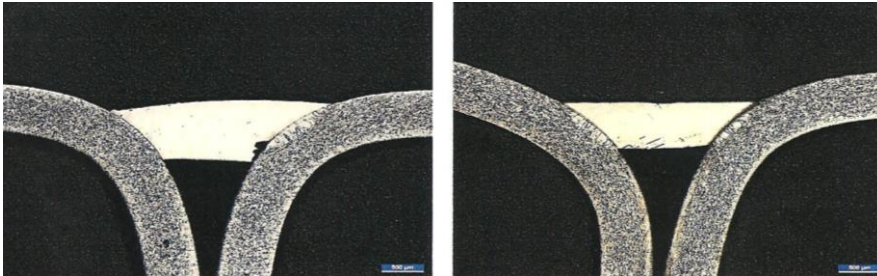


Bild 50: Bördelnaht, ZW: CuSi3Mn1

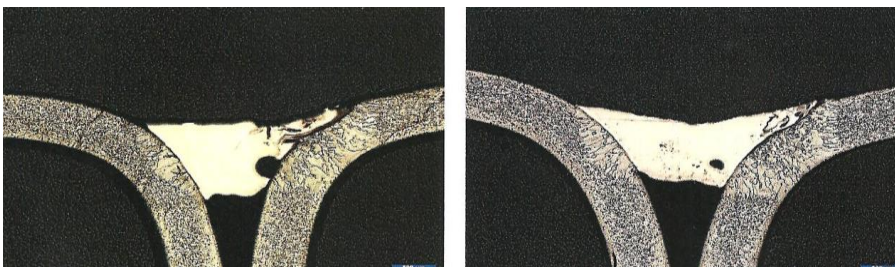


Bild 51: Bördelnaht, ZW: CuAl3Ni1

Risse wurden an den untersuchten Proben nicht festgestellt.

Die Porenhäufigkeit konnte mit folgendem Ergebnis ermittelt werden:

CuAl2Ni2	40 %
CuAl3Ni1	60 %
CuAl3Ni2	15 %
CuSi3Mn1	15 %

**Lotelegierungen: CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuSn6Ag1, CuMn12Ni2, CuAl5Ni2, CuSi2Mn1, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuSi3Mn1**

Die Schlitze zeigen bei allen Legierungen ein zufriedenstellendes Bild. Die Längen der Anbindungsflächen und die Nahtdicken sind größer bzw. gleich der verwendeten Blechdicke.

Besonders bei den Ni- und Mn-haltigen Loten ist auf Grund des verbesserten Benetzungsverhaltens das Bestreben, tiefer in die Bördelnaht zu penetrieren, zu erkennen.

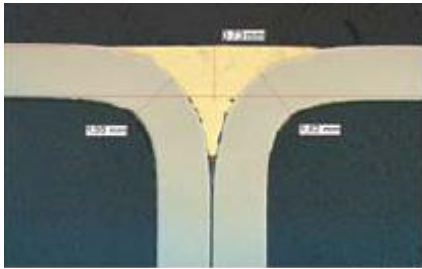


Bild 52: CuAl6Mn2Ni2Fe1

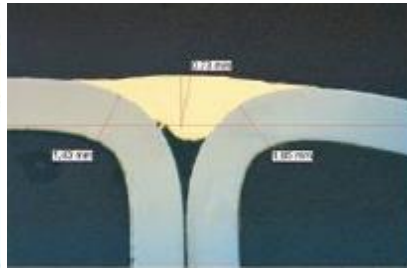


Bild 53: CuAl5Ni2

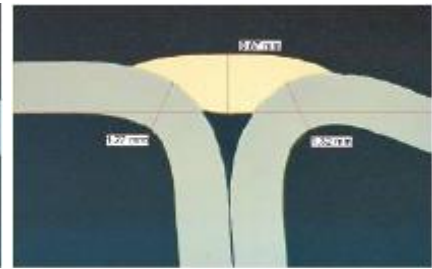


Bild 54: CuSn6Ag1



Bild 55: CuMn12Ni2

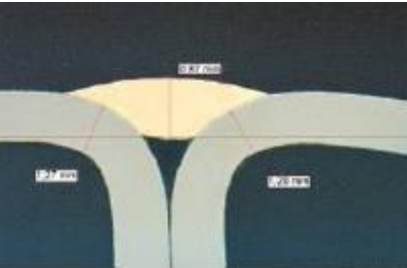


Bild 56: CuSi2Mn1



Bild 57: CuAl8Ni2Fe2Mn2

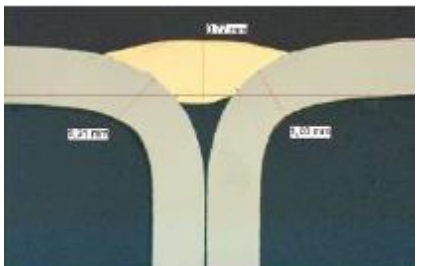


Bild 58: CuSi3Mn1

### Lotlegierung: CuNi2

Bei der Betrachtung der Schiffe fällt auf, dass sich mit einer schrittweisen Steigerung der Lötparameter die Qualität der Nahtausbildung verbessert. Im unteren Parameterbereich wurde mit einem Drahtvorschub von 2 m/min, einer Lötgeschwindigkeit von 2 m/min und einer Laserleistung von 4 kW gelötet. Im Bild 58 wird eine unregelmäßige Oberfläche, Mikroporen und vermehrte Loteindringungen > 50 Mikrometern nachgewiesen. Mit der schrittweisen Anhebung der Parameter bis auf einen Drahtvorschub von 6 m/min, einer Lötgeschwindigkeit von 4 m/min und einer Laserleistung von 6 kW sind diese negativen Erscheinungen kaum noch vorhanden.

Zwischen Lötgut und Stahlwerkstoff ist die saumartige Diffusionszone zu erkennen. Auf der Stahlseite sind eine dendritische Struktur und die typische Kornvergrößerung zu erkennen.

Eine zusätzliche Versuchsreihe als Überlappnaht wurde nicht durchgeführt, weil bei der CuNi2-Legierung die Untersuchung der Lötgeschwindigkeit zielführend war. Das Löten an der Bördelnaht hat die Ergebnisse hinreichend dokumentiert.

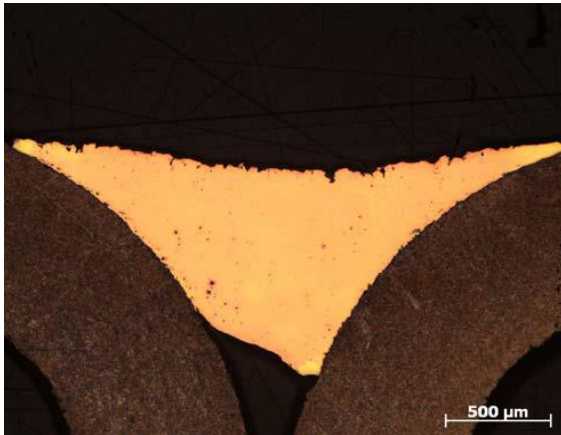


Bild 60: Bördelnaht CuNi2 Laser,  
 $v_L = 2 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 2 \text{ m/min}$ ,  
 $P_L = 1500 \text{ W}$



Bild 61: Bördelnaht CuNi2 Laser,  
 $v_L = 6 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 4 \text{ m/min}$ ,  
 $P_L = 4000 \text{ W}$

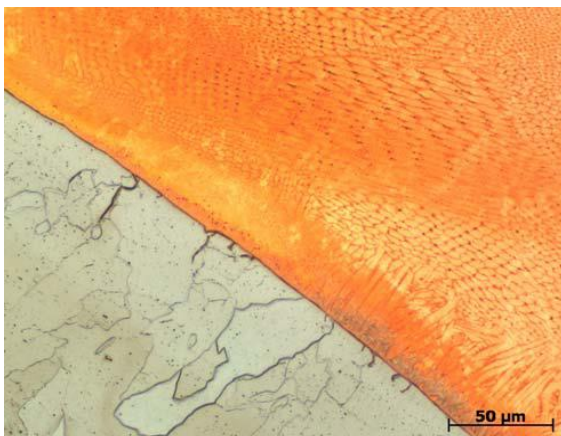


Bild 62: Übergang Stahl - CuNi2,  
 $v_L = 2 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 2 \text{ m/min}$ ,  
 $P_L = 1500 \text{ W}$

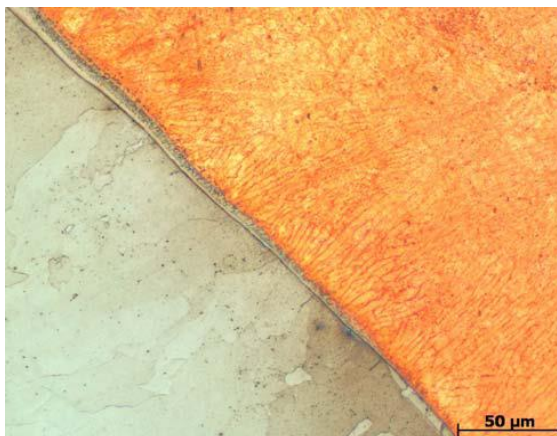


Bild 63: Übergang Stahl - CuNi2,  
 $v_L = 6 \text{ m/min}$ ,  $v_D = 4 \text{ m/min}$ ,  
 $P_L = 4000 \text{ W}$

### 5.1.3.2. Überlappnaht DX54+Z100 / HC180BD

#### Lotlegierung: CuAl3Ni1, CuAl2Ni2, CuAl2Ni1

Für das Oberblech wurde die Blechqualität DX54+100, 0,7 mm dick, verwendet, für das Unterblech der Bake Hardening Stahl HC180BD+ZE75/75 in 0,75 mm Dicke. Bei allen drei CuAlNi-Löten bildete sich eine gute Nahtoberfläche aus, obwohl sich trotz unterschiedlicher Lötparameter Anschmelzungen der Oberbleche darstellen.



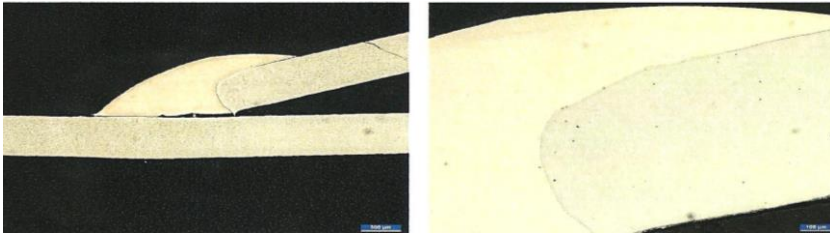


Bild 64: Kehlnaht am Überlappstoß, ZW: CuSi3Mn1

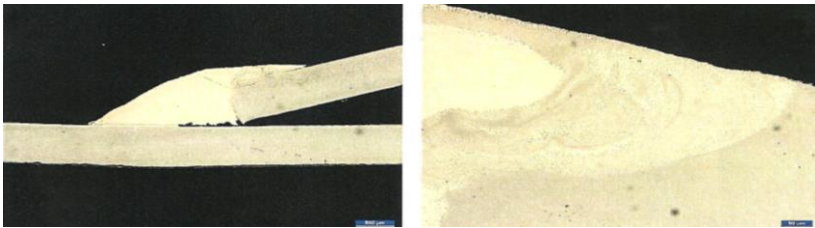


Bild 65: Kehlnaht am Überlappstoß, ZW: CuAl3Ni1

**Lotelegierungen: CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuSn6Ag1, CuMn12Ni2, CuAl5Ni2, CuSi2Mn1, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuSi3Mn1**

Die Querschliffe ergeben durchweg zufriedenstellende Ergebnisse. Bei den aluminiumhaltigen Loten ist eine überhöhte Naht feststellbar. Ebenso bei dem Lot CuSi2Mn1. Dies kann einstellungsbegründet sein. Eine besonders gut ausgeprägte Nahtform lässt sich bei der Legierung CuMn12Ni2 erkennen.

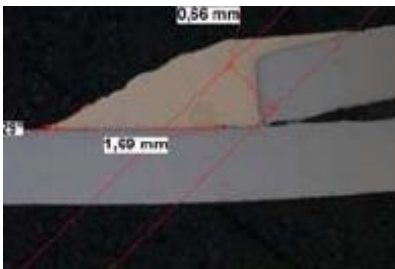


Bild 66: CuAl6Mn2Ni2Fe1

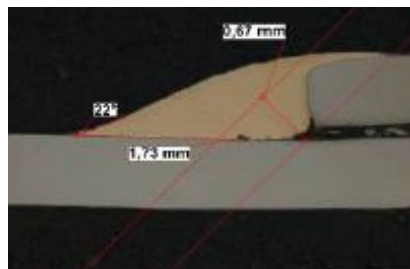


Bild 68: CuAl5Ni2

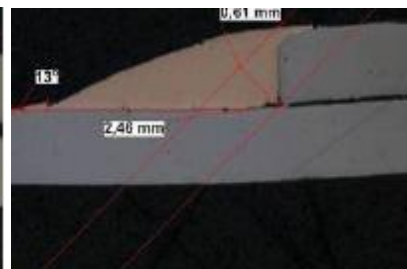


Bild 69: CuSn6Ag1

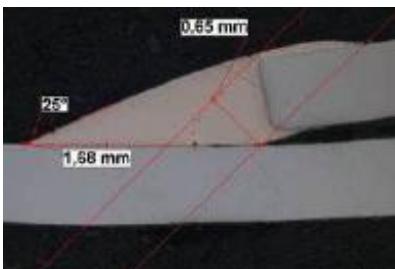


Bild 70: CuMn12Ni2

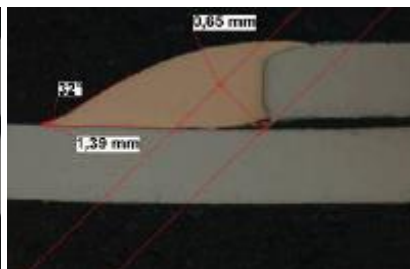


Bild 71: CuSi2Mn1



Bild 72: CuAl8Ni2Fe2Mn2

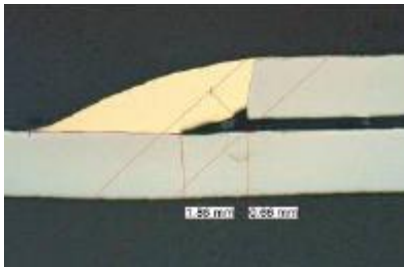


Bild 73: CuSi3Mn1

#### 5.1.4. Benetzungsverhalten

In der industriellen Anwendung werden zunehmend hohe Fügegeschwindigkeiten gefordert. Begründet wird dies durch hohe Stückzahlen und kurze Fertigungszeiten. Hohe Lötgeschwindigkeiten, insbesondere beim Laserlöten, erfordern möglichst lange gerade Nähte und eine ausreichende Zugänglichkeit für die Gerätetechnik. Bei den vorliegenden Untersuchungen wurden die optimalen Lötparameter für eine übliche Lötnahtform ermittelt. Schrittweise ist dann die Laserleistung erhöht worden, mit dem Ziel, eine akzeptable Nahtform bei maximaler Lötgeschwindigkeit zu erhalten. Unter Berücksichtigung des Benetzungswinkels und der maximalen Laserleistung wurden mit den Loten CuSi3Mn1, Cu2Mn1, CuMn12Ni2 und CuAl8Ni2Fe2Mn2 die besten Ergebnisse ermittelt. Das Lot CuAg1 erfüllt ebenfalls diese Kriterien, jedoch unter der Voraussetzung einer deutlich höheren Laserleistung und damit eines höheren Energieverbrauchs. Der Einfluss zunehmender Laserleistung in Abhängigkeit von den untersuchten Loten ist in Tabelle 7 dargestellt.

Tabelle 7: Lötnahtgeometrie in Abhängigkeit von der Laserleistung

Lot	Leistung (W)	Benetzungswinkel $\alpha$ (°)	Benetzungsbreite b (mm)	Benetzungshöhe h (mm)
CuSi3Mn1	700	31	7,70	0,60
	800	23	3,40	0,56
	900	22	3,70	0,55
	1000	19	3,80	0,49
CuAl6Mn2Ni2Fe1	500	46	2,10	0,70
	550	37	2,80	0,57
CuSn6Ag1	750	54	2,50	1,06
	850	46	2,90	0,99
	950	31	3,00	0,61
CuMn12Ni2	700	28	3,20	0,56
	800	21	3,30	0,44
	900	21	3,70	0,40
CuAl5Ni2	700	48	2,30	0,73
	800	35	2,90	0,53
	900	34	3,00	0,74

CuSi2Mn1	750	32	2,80	0,61
	800	32	3,00	0,63
	900	26	3,00	0,58
CuAl8Ni2Fe2Mn2	1000	21	3,00	0,51
	1100	19	3,30	0,47
	1200	18	4,00	0,43

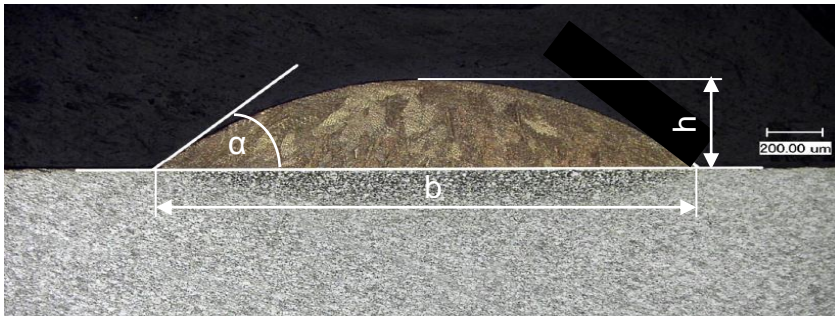


Bild 74: Schematische Darstellung der vermessenen Werte

Es ist davon auszugehen, dass Benetzungswinkel von kleiner  $30^\circ$  -  $40^\circ$  im praktischen Einsatz sinnvoll sind. Größere Winkel erhöhen die Kerbwirkung im Nahtbereich und verkleinern die Nahtbreite und damit die für die Fugestelle erforderliche Diffusionsfläche. Eine Reduzierung der Festigkeit ist die Folge.

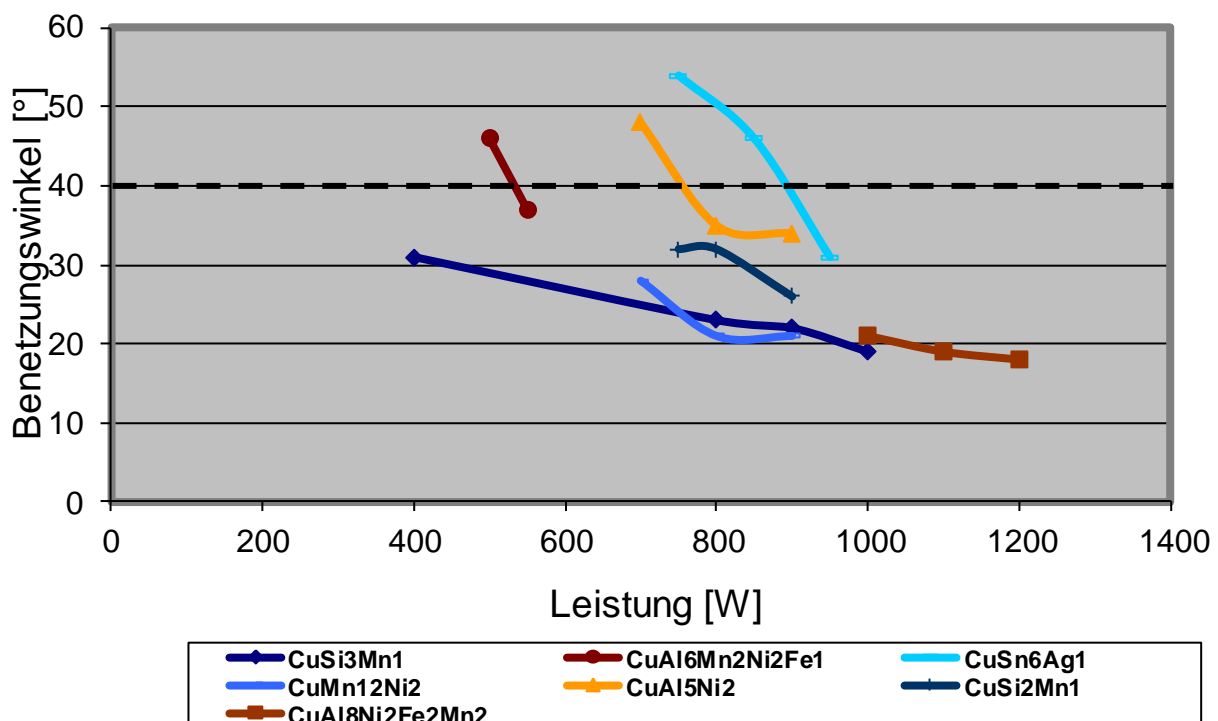


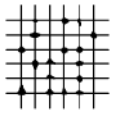
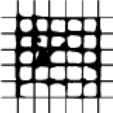
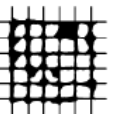
Bild 75: Benetzungswinkel ausgewählter Lote in Abhängigkeit von der Leistung

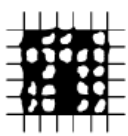
### 5.1.5. Beurteilung des Korrosionsverhaltens

Korrosions- und Lackanhaftungsversuche wurden lediglich an Laser-Lötnähten durchgeführt. Der Einsatz des Laser-Lötens erfolgt vorzugsweise im Außenhautbereich, wie beispielsweise an der Heckklappe oder an der Dachlängsnaht, wo Korrosion ein besonders problematisches Thema ist.

Die Vorbehandlung der Untersuchungen umfasst die Reinigung des Nahtbereiches, die anschließende Phosphatierung sowie das KTL-Verfahren. Die Korrosionsbeständigkeit wird in Form eines Korrosionswechseltestes mit zehn Prüfzyklen zu je einer Woche in einer Korrosionswechselkammer durchgeführt. Die Beurteilung der Proben erfolgt im Gitterschnittverfahren und durch die Beurteilung der Korrosion, wie z. B. Blasen, Unterrostung und Kantenkorrosion. Für das Gitterschnittverfahren werden die Probebleche in einem 4 cm<sup>2</sup> großen Bereich gitterförmig eingeritzt. Anschließend werden mit Hilfe eines Klebestreifens versucht, schlecht anhaftende oder lose Lackpartikel abzulösen.

Tabelle 8: Beurteilung der Gitterschnittergebnisse nach DIN EN ISO 2409

Gitterschnitt-kennwert	Beschreibung	Aussehen der Oberfläche im Bereich des Gitterschnittes
<b>0</b>	Die Schnittländer sind vollkommen glatt, keines der Quadrate des Gitters ist abgeplatzt	---
<b>1</b>	An den Schnittpunkten der Gitterlinien sind kleine Splitter der Beschichtung abgeplatzt. Abgeplatzte Fläche nicht größer als 5% der Gitterschnittfläche.	
<b>2</b>	Die Beschichtung ist längs der Schnittländer und/oder an den Schnittpunkten der Gitterlinien abgeplatzt. Abgeplatzte Fläche größer 5 %, aber nicht größer als 15 % der Gitterschnittfläche.	
<b>3</b>	Die Beschichtung der Schnittfläche ist längs der Schnittländer teilweise oder ganz in breiten Streifen abgeplatzt, und/oder einige Quadrate sind teilweise oder ganz abgeplatzt. Abgeplatzte Fläche größer als 15 %, aber nicht größer als 35 % der Gitterschnittfläche.	

<b>4</b>	Die Beschichtung ist längs der Schnittränder in breiten Streifen abgeplatzt, und/oder einige Quadrate sind ganz oder teilweise abgeplatzt. Abgeplatzte Fläche größer 35 %, aber nicht größer als 65 % der Gitterschnittfläche.	
<b>5</b>	Jedes Abplatzen, das nicht mehr als Gitterschnitt-Kennwert 4 eingestuft werden kann. Abgeplatzte Fläche größer 65 %.	---

Je höher die Bewertung des Gitterschnittes ausfällt, umso mehr größer ist der Anteil der fehlenden Lackfläche. Besonders an der Bördelnaht ergeben sich bei Verwendung der aluminiumhaltigen Kupferlote bessere Ergebnisse, als bei den CuSi-Legierungen.

Tabelle 8: Auswertung Lackhaftung und Korrosionstest an Laser-Lötnahtoberflächen

Lot	Lackhaftung Kehlnaht am	Lackhaftung Bördelnaht	Korrosionstest Kehlnaht am
CuAl6Mn2Ni2Fe1	Gt 1	Gt 1	n.i.O.
CuSn6Ag1	Gt 2	Gt 1	i.O.
CuMn12Ni2	Gt 2	Gt 1	i.O.
CuAl5Ni2	Gt 2	Gt 1	i.O.
CuSi2Mn1	Gt 2	Gt 2	i.O.
CuAl8Ni2Fe2Mn2	Gt 1	Gt 1	i.O.
CuSi3Mn1	Gt 2	Gt 2	i.O.

Die Gitterschnittproben am Beispiel des CuSi3Mn1 und CuAl6Mn2Ni2Fe1 sind in den Bildern 74 und 75 dargestellt.



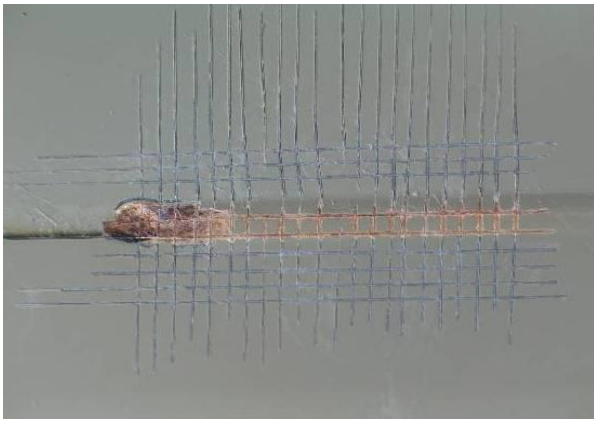


Bild 76: Gitterschnittprüfung an CuSi3Mn1

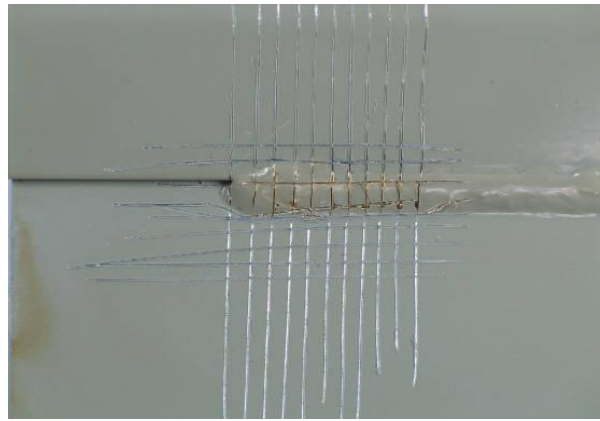


Bild 77: Gitterschnittprüfung an CuAl6Mn2Ni2Fe1

Ausgehend von den elektrochemischen Potentialen der Legierungselemente und den Ergebnissen der Phosphatierungsversuche werden mit den Korrosions- und Lackanhaftungstests die theoretischen Aussagen bestätigt.

## 5.2. MIG-Löten

### 5.2.1. Visuelle Prüfung

#### 5.2.1.1. Überlappnaht 22MnB5 + AS

**Zusatzwerkstoffe: G4Si1, CuSi3Mn1, CuAl7, CuAl8Ni2Fe2Mn2**

Die Versuchsdurchführung und die Untersuchungsergebnisse am 22MnB5 sind in /87/ dokumentiert.

Die ca. 20-25 µm dicke AlSi-Schutzschicht auf der Stahloberfläche führt zu teilweise unregelmäßigem Nahtverlauf infolge mangelnder Benetzung durch das Lot. Im Wurzelbereich kommt es insbesondere bei Lötungen am Stumpfstoß zu Lotverschlag.



Bild 78: I-Naht, Decklage,  
GW: 22MnB5+AS,  
ZW: CuSi3Mn1



Bild 79: I-Naht, Wurzellage,  
GW: 22MnB5  
ZW: CuSi3Mn1

Für die Versuche wurden pressgehärtete Bleche verwendet. Viele dieser Bauteile werden infolge ihrer Komplexität zweistufig umgeformt: Zuerst eine Kaltumformung, gefolgt von der Formhärtung. Während der Kaltumformung kommt es zur Rissbildung in der AlSi-Schicht, so dass während des Formhärtens stellenweise Verzunderungen entstehen /88/. Nachfolgende Prozesse, wie Schweißen, Löten oder das KTL-Verfahren werden dadurch negativ beeinflusst /89/.

### **Schweißdraht (Referenz): G4Si1**

Die Schweißverbindung mit dem G4Si1 zeigt im äußeren Befund einen ungleichmäßigen Nahtverlauf mit örtlich mangelnder Anbindung des Schweißgutes am Unterblech, Bild 78. Im Makroschliff ist die Aufschmelzung von Ober- und Unterblech und die Überbrückung eines Schweißspaltes von 0,5 mm zu erkennen. In der Röntgenprüfung wurden unzulässige Bindefehler und Einbrandkerben festgestellt.



Bild 80: Aussehen der Nahtoberfläche und Querschliff, ZW: G4Si1

### **CuSi3Mn1**

Der äußere Befund zeigt eine sichere Anbindung des Lötgutes an Ober- und Unterblech. Der Nahtverlauf ist am Unterblech ungleichmäßiger als am Oberblech. Im Makroschliff ist der Charakter der Lötverbindung zu erkennen. Das Lötgut läuft in den Spalt zwischen Ober- und Unterblech (ca. 0,5 mm). Am Oberblech sind ein Anschmelzen des Grundwerkstoffes und ein Lötgutüberlauf zu verzeichnen. In der Röntgenprüfung wurden unzulässige Poren, Schlauchporen, Bindefehler und Einbrandkerben detektiert.



Bild 81: Aussehen der Nahtoberfläche und Querschliff, ZW: CuSi3Mn1

### **CuAl7**

Der äußere Befund zeigt einen gleichmäßigen Nahtverlauf mit sicherer Anbindung des Lötgutes an Ober- und Unterblech. Im Makroschliff ist der Charakter der Lötverbindung zu erkennen. Das Lötgut läuft in den Spalt zwischen Ober- und Unterblech (ca. 0,5 mm). Am

Oberblech sind ein Anschmelzen des Grundwerkstoffes und ein Lötgutüberlauf zu verzeichnen. In der Röntgenprüfung wurden unzulässige Poren, Bindefehler und Einbrandkerben detektiert.



Bild 82: Aussehen der Nahtoberfläche und Querschliff, ZW: CuAl7

### **CuAl8Ni2Fe2Mn2**

Der äußere Befund zeigt eine sichere Anbindung des Lötgutes an Ober- und Unterblech. Der Nahtverlauf ist am Unterblech ungleichmäßiger als am Oberblech, Bild 81. Im Makroschliff ist der Charakter der Lötverbindung zu erkennen. Das Lötgut läuft in den Spalt zwischen Ober- und Unterblech (ca. 0,5 mm). Am Oberblech sind ein Aufschmelzen des Grundwerkstoffes und ein Lötgutüberlauf zu verzeichnen. In der Röntgenprüfung wurden unzulässige Poren und Bindefehler detektiert.

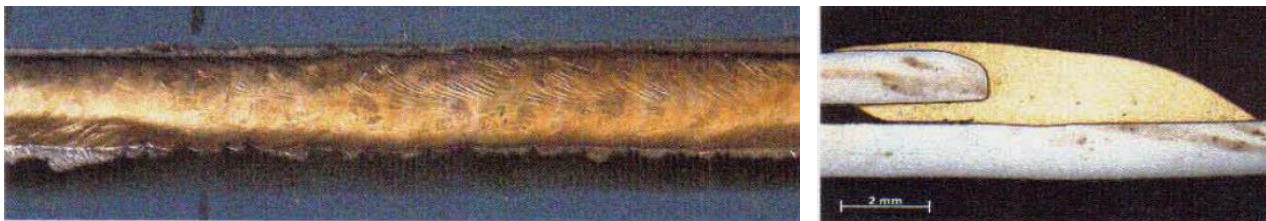


Bild 83: Aussehen der Nahtoberfläche und Querschliff, ZW: CuAl8Ni2Fe2Mn2

#### **5.2.1.2. Überlappnaht HCT780XD Z70 (DP 800) und HCT690T Z100 (TRIP700)**

**Zusatzwerkstoffe: G4Si1,CuSn6Ag1, CuSi2Al1Mn1, CuSi2Mn1, CuSi3Mn1, CuMn12Ni2, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuAl5Ni2, CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuAl3Mn1Si1; CuAl7**

Das Nahtaussehen wurde sowohl im Standard- als auch im sogenannten Coldarc-Lichtbogen als normal ausgebildet beurteilt. Unter dem zunehmenden Einfluss des Coldarc-Lichtbogens bildet sich die Lötnaht schmäler und grob geschuppter aus. Der Benetzungswinkel und damit die Nahthöhe vergrößern sich mit steigendem Coldarc-Effekt.

Spritzer wurden vereinzelt bis mittelmäßig ausgebildet festgestellt. Der Zinkabbrand neben der Lötnaht betrug, wie beim MIG-Löten üblich, 1-3 mm. Auf der Rückseite des Unterbleches war kein oder nur minimaler, ungleichmäßiger Zinkabbrand nachzuweisen. Die visuelle Beurteilung der eingesetzten Lote ergab keine wesentlichen Unterschiede. Die CuAl-Legierungen neigen



zu einer etwas stärkeren Spritzerbildung. Ebenfalls ist bei den CuAl-Loten im Nahtrandbereich eine verstärkte Oxidbildung zu erkennen.

HCT780XD Z70 (DP 800), Impulslichtbogen:



Bild 84: CuMn12Ni2



Bild 85: CuAl8Ni2Fe2Mn2



Bild 86: CuAl7



Bild 87: CuAl6Mn2Ni2Fe1



Bild 88: CuSi3Mn1

HCT690T Z100 (TRIP700), Impulslichtbogen:



Bild 89: CuMn12Ni2



Bild 90: CuAl8Ni2Fe2Mn2



Bild 91: CuAl7



Bild 92: CuAl6Mn2Ni2Fe1

**Zusatzwerkstoffe: CuAl3Ni1, CuAl2Ni2, CuAl3Ni2, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuSi3Mn1**

Das Nahtaussehen der niedriglegierten CuAlNi-Legierungen ist sowohl im Kurz- als auch im Impulslichtbogen vergleichbar mit den höher legierten Loten des Legierungstyps CuAl(Ni). Die Spritzerneigung ist geringfügiger höher als bei CuSi-Loten. Die Oxidbildung am Nahtrand ist im Vergleich zur CuAl8-Legierung vergleichsweise gering.



Bild 93: Lötnaht CuSi3Mn1



Bild 94: Lötnaht CuAl8Ni2Fe2Mn2

## 5.2.2. Statische Zugversuche

### 5.2.2.1. Überlappnaht 22MnB5+AS

#### Schweißdraht (Referenz): G4Si1

Bei den statischen Zugversuchen erfolgte der Bruch, trotz teilweise gravierender Nahtunregelmäßigkeiten, nicht in der Schweißnaht sondern immer in der normalisierten Zone. Von drei geprüften Proben versagten zwei im Unterblech und eine im Oberblech. Die arithmetischen Mittelwerte aus 3 Versuchen ergaben eine Zugfestigkeit  $R_m$  von 933 MPa.



Bild 95: Bruchbild im statischen Zugversuch, ZW: G 4Si1

#### CuSi3Mn1

Bei den statischen Zugversuchen erfolgte der Bruch immer im Lötgut. Alle geprüften Proben versagten im Anschlussbereich des Lötgutes an der Kante des Oberbleches.



Bild 96: Bruchbild im statischen Zugversuch, ZW: CuSi3Mn1

## **CuAl7**

In den durchgeführten statischen Zugversuchen erfolgte der Bruch immer im Lötgut. Alle geprüften Proben versagten im Anschlussbereich des Lötgutes an der Kante des Oberblechs. Die arithmetischen Mittelwerte aus 3 Versuchen ergaben, bezogen auf den Querschnitt der Bleche, eine Zugfestigkeit  $R_m$  von 454 MPa.

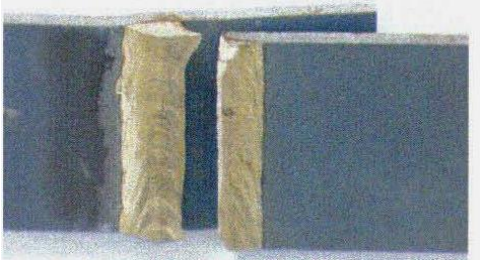


Bild 97: Bruchbild im statischen Zugversuch, ZW: CuAl7

## **CuAl8Ni2Fe2Mn2**

Bei den statischen Zugversuchen erfolgte der Bruch immer im Lötgut. Alle geprüften Proben versagten im Anschlussbereich des Lötgutes an der Kante des Oberblechs. Die arithmetischen Mittelwerte aus 3 Versuchen am 22MnB5-Blech ergaben, bezogen auf den Querschnitt der Bleche, eine Zugfestigkeit  $R_m$  von 779 MPa.

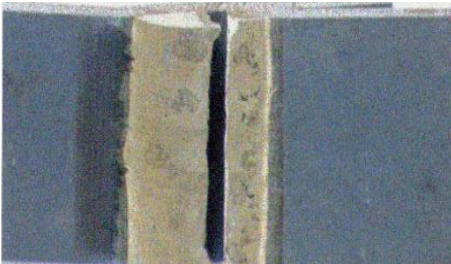


Bild 98: Bruchbild im statischen Zugversuch, ZW: CuAl8Ni2Fe2Mn2

In Tab. 9 sind die in den Untersuchungen ermittelten Verbindungseigenschaften für die verschiedenen zum Einsatz gebrachten Zusatzwerkstoffe gegenüber gestellt.

Tabelle 9: Festigkeitseigenschaften an 22MnB5

Zusatzwerkstoff	G4Si1	CuAl7	CuSi3Mn1	CuAl8Ni2Fe2Mn2
Maximalkraft im Zugversuch	27994	13635	9950	23384
Zugfestigkeit <sup>1)</sup> [MPa]	933	454	332	779

<sup>1)</sup> Bezogen auf den Ausgangsquerschnitt der Zugprobe im unbeeinflussten GW, Probenbreite 20 mm, Blechdicke 1,5 mm.

#### 5.2.2.2. Überlappnaht HCT780XD Z70 (DP 800) und HCT690T Z100 (TRIP700)

**Zusatzwerkstoffe: G4Si1, CuSn6Ag1, CuSi2Al1Mn1, CuSi2Mn1, CuSi3Mn1, CuMn12Ni2, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuAl5Ni2, CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuAl3Mn1Si1; CuAl7,**

Die Stahlbleche wurden sowohl mit dem EWM-Coldarc-Schweißgerät als auch mit der Fronius CMT-Anlage gelötet. Im Bild 98 sind die ermittelten Scherzugfestigkeiten im Impuls-(Standard)-Lichtbogen und im Impuls-(Coldarc)-Lichtbogen gegenübergestellt. Keine der beiden Lichtbogenvarianten hat zu einem deutlichen Festigkeitsvorteil der verwendeten Lote geführt.

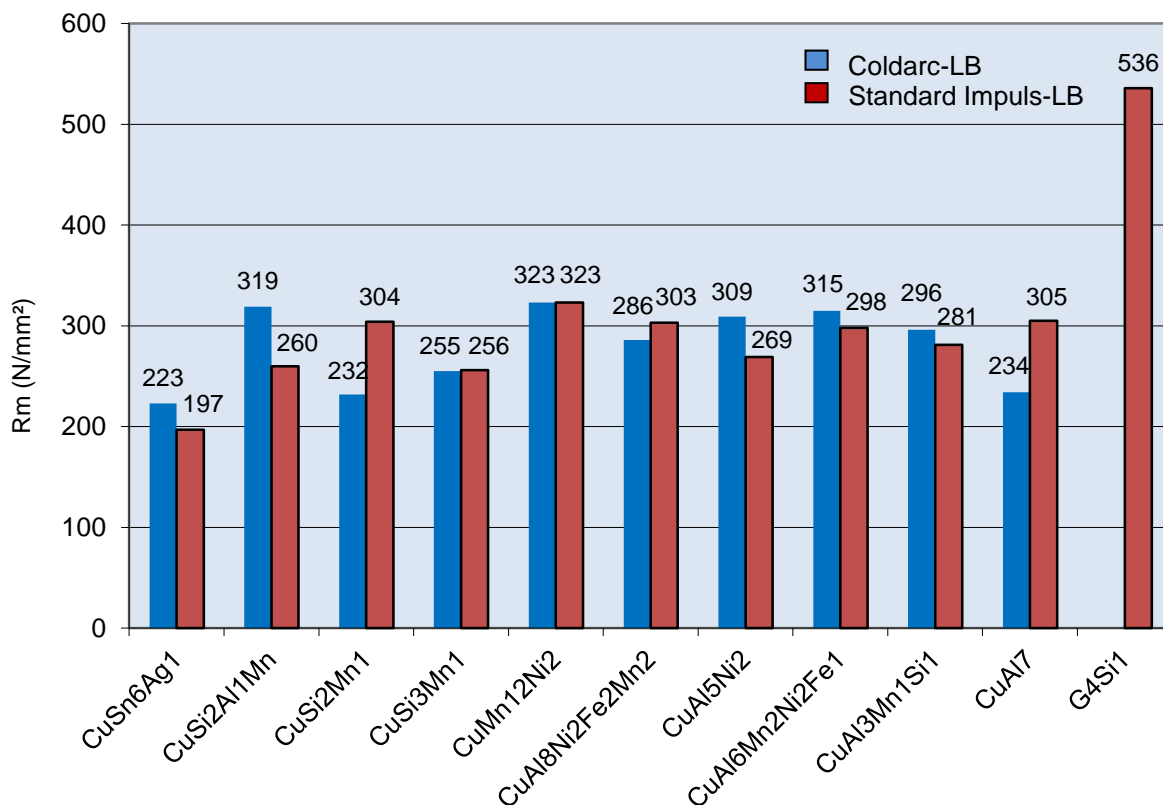


Bild 99: Zugfestigkeiten an HCT780XD Z70 Kehlnaht am Überlappstoß mit Coldarc-Technik

Mit dem zusätzlich durchgeführten Scherzugversuch von fünf ausgewählten Legierungen mit Hilfe der Fronius CMT-Anlage ergaben sich teilweise deutlich höhere Festigkeitswerte gegenüber der im ersten Versuch verwendeten EWM-Anlage. Der Vergleich zwischen Standard Impuls und CMT Impuls führte zu Festigkeitsvorteilen für den CMT-Modus.

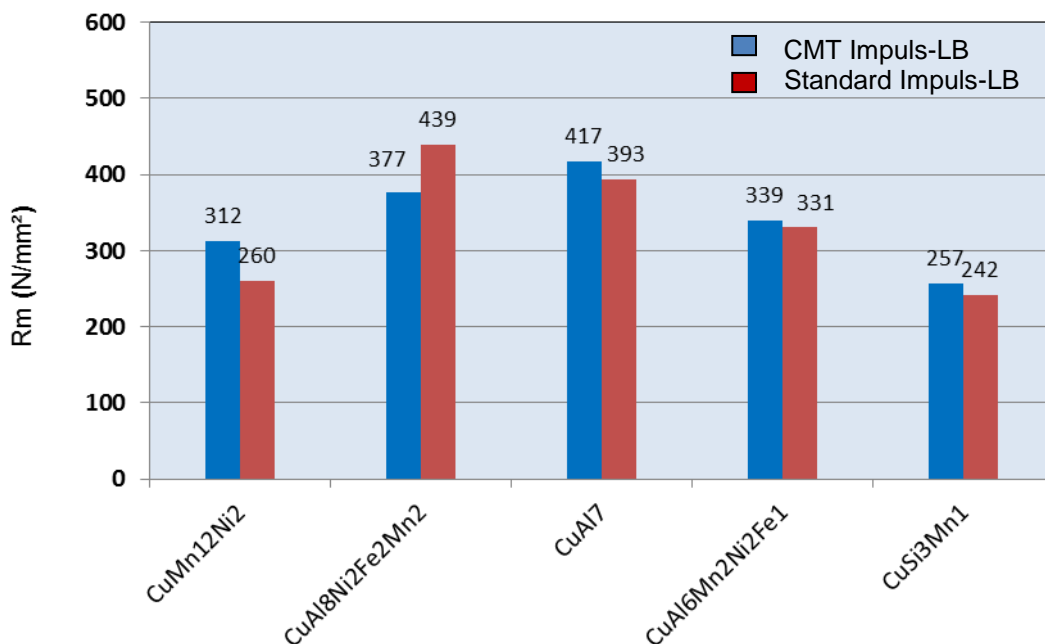


Bild 100: Zugfestigkeit an HCT780XD Z70 Kehlnaht am Überlapp-Stoß mit CMT-Technik

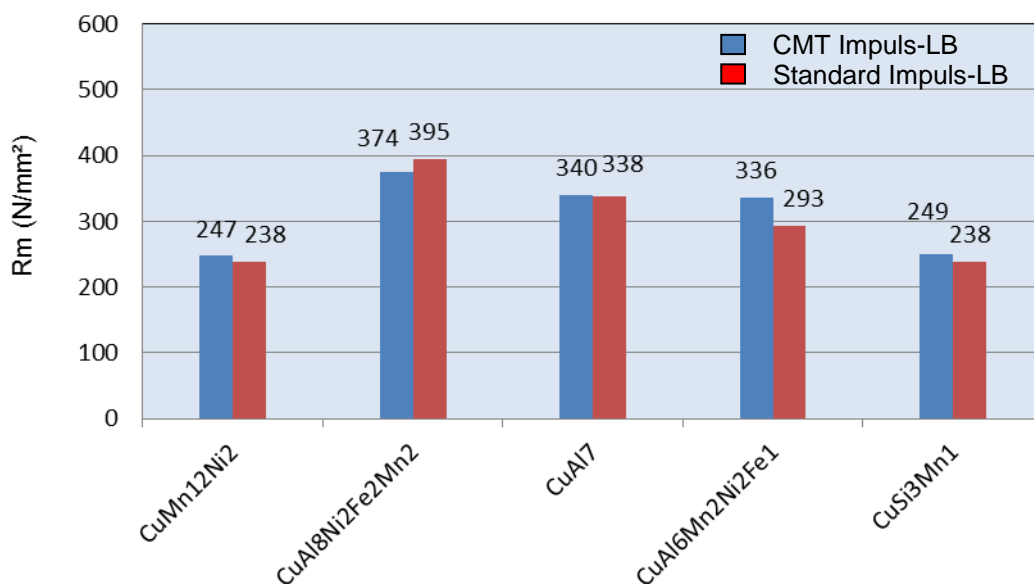


Bild 101: Zugfestigkeit an HCT690T Z100 Kehlnaht am Überlapp-Stoß mit CMT-Technik



Die Mittelwerte aus drei geprüften Proben der Blechqualitäten HCT780XD und HCT690T sind in Tabelle 10 dargestellt. In Abhängigkeit von der Lichtbogenart sind keine signifikanten Festigkeitsunterschiede zu erkennen. Jedoch sind bei den fünf ausgewählten Lote sowohl bei Einstellung des Kurz- als auch des Impulslichtbogens jeweils deutliche Unterschiede festzustellen.

Tabelle 10: Vergleich Zugfestigkeit ausgewählter Lote mit der EWM-Gerätetechnik

Lot	Zugfestigkeit [N/mm²]					
	HCT780XD				HCT690T	
	Impuls- (Coldarc)-LB	Impuls-LB Versuch 1	Impuls-LB Versuch 2	Kurz-LB	Impuls-LB	Kurz-LB
CuMn12Ni2	323	323	312	260	247	238
CuAl8Ni2Fe2Mn2	286	303	377	439	374	395
CuAl7	234	305	417	393	340	338
CuAl6Ni2Mn2Fe1	315	298	339	331	336	293
CuSi3Mn1	255	256	257	242	249	238

Bei vergleichbaren Untersuchungen an HCT780XD (DP800) wurden ähnliche Zugfestigkeitswerte erzielt.

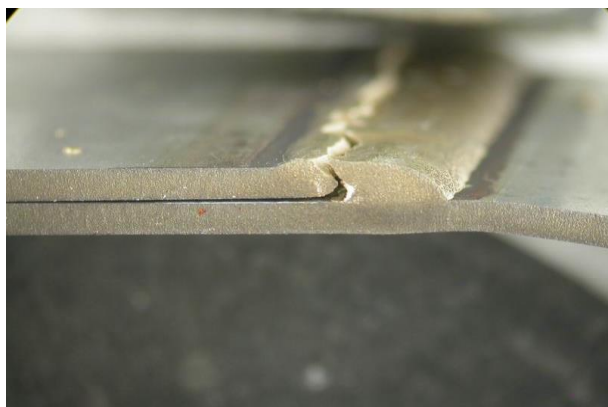


Bild 102: Bruchbild, Impuls-LB,  
GW: HCT780XD Z70,  
ZW: CuAl8Ni2Fe2Mn2

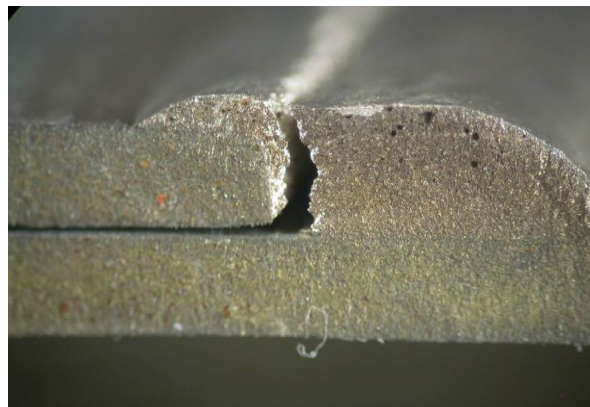


Bild 103: Bruchbild, Impuls-LB,  
GW: HCT780XD Z70,  
ZW: CuMn12Ni2



Bild 104: Bruchlinie, Impuls-LB,  
GW: HCT780XD Z70, ZW: CuMn12Ni2

Die Versuche wurden vergleichsweise am taillierten Stumpfstoß (12 x 1,5 mm) und am Überlappstoß (40 x 1,5 mm) durchgeführt.



Bild 105: Zugprobe am taillierten Stumpfstoß,  
GW: HCT780XD, ZW: CuAl3Ni1



Bild 106: Zugprobe am Überlappstoß,  
GW: HCT780XD, ZW: CuAl3Ni2

Tabelle 11: Festigkeitswerte an Stumpf- und Überlappstoß

Legierung	I-Naht am Stumpfstoß		Kehlnaht am Überlappstoß	
	Streckgrenze	Zugfestigkeit	Streckgrenze	Zugfestigkeit
HCT780XD (DP800)	490	826	nicht geprüft	nicht geprüft
CuAl3Ni1	448	449	kein Wert	235
CuAl3Ni1 + Flussmittel F200 (s. Tab. 17)	363	367	317	340
CuAl2Ni2	344	346	369	384

CuAl <sub>2</sub> Ni <sub>2</sub> + Flussmittel F200 (s. Tab. 17)	447	459	390	467
CuAl <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub>	317	317	415	469
CuAl <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub> + Flussmittel F200 (s. Tab. 17)	426	418	334	332
CuAl <sub>8</sub> Ni <sub>2</sub> Fe <sub>2</sub> Mn <sub>2</sub>	523	620	-	-
CuSi <sub>3</sub> Mn <sub>1</sub> Probe 1	265	340	-	-
CuSi <sub>3</sub> Mn <sub>1</sub> Probe 2	255	327	-	-
CuSi <sub>3</sub> Mn <sub>1</sub> Probe 3	247	345	-	-
CuSi <sub>3</sub> Mn <sub>1</sub>	255	337	-	-

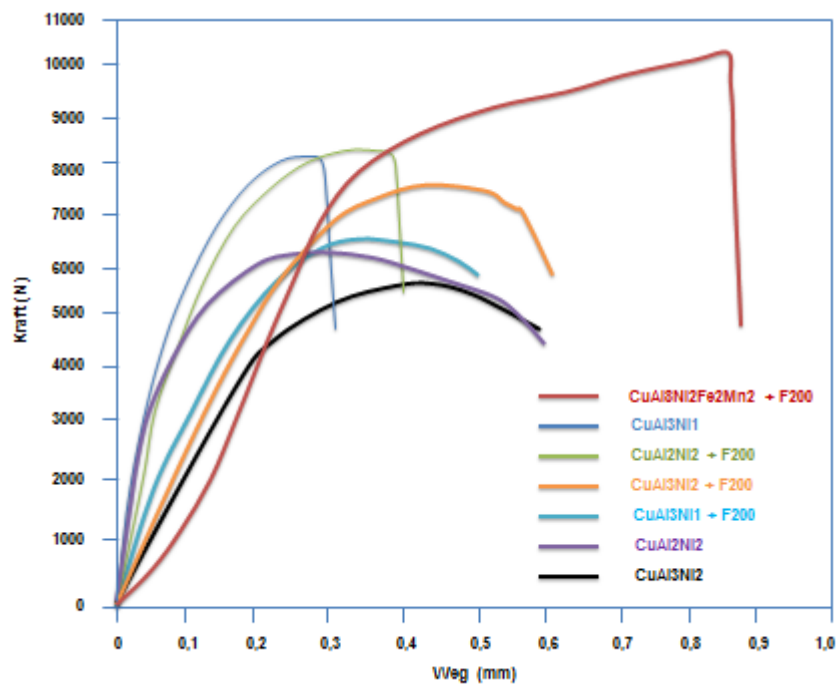


Bild 107: Ziehkurven verschiedener Lote

### 5.2.3. Härteverläufe

#### 5.3.3.1. Überlappnaht 22MnB5+AS

Schweißdraht (Referenz): G4Si1

Lotlegierungen: CuSi3Mn1; CuAl7, CuAl8Ni2Fe2Mn2

Die Breite der wärmebeeinflussten Zone neben der Schweißnaht betrug im Oberblech (gemessen am Übergang Blech-Schweißgut) ca. 7,3 mm und im Unterblech ca. 21,4 mm. Der Einfluss des Gefüges lässt sich auch über die Härtemessungen nachweisen, Bild 107. Im Grundwerkstoff lag eine Härte von ca. 455 HV5 vor. Zum normalisierten Bereich, Bild 113 (2), hin fiel die Härte um ca. 200 HV5 ab. Anschließend stiegen sie im Bereich zwischen Normalisierungszone (2) und Schweißnaht wieder auf Grundwerkstoffniveau an. Im reinen Schweißgut sind Härtewerte von durchschnittlich 345 HV 5 gemessen worden.

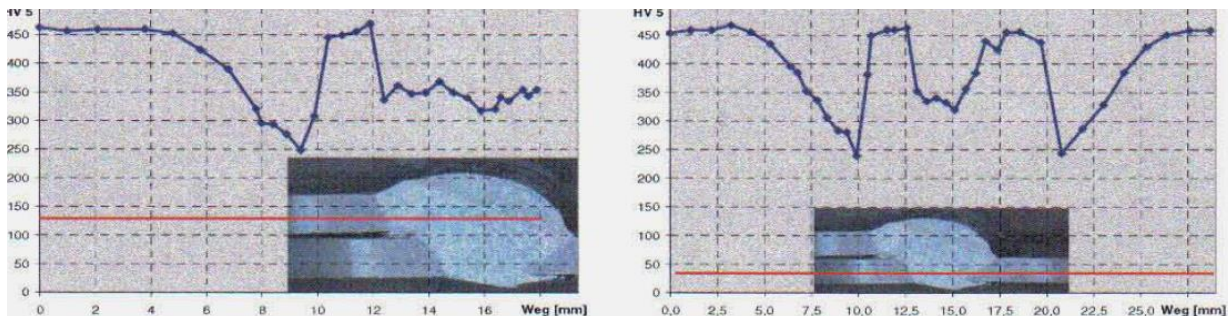


Bild 108: Härteverlauf in Blechmitte, links Oberblech, rechts Unterblech, ZW: G4Si1

Die Breite der wärmebeeinflussten Zone neben der Lötnaht betrug im Oberblech (gemessen ab Kante Oberblech) ca. 12,2 mm und im Unterblech ca. 21,6 mm. In den Härtemessungen wurde ein Härteabfall von ca. 200 HV5 in der normalisierten Zone gemessen. Im Bereich zwischen Normalisierungszone, Bild 114 (2), und Lötnaht stieg die Härte wieder auf Grundwerkstoffniveau an. Im Lot wurden Härtewerte von durchschnittlich 129 HV5 gemessen.

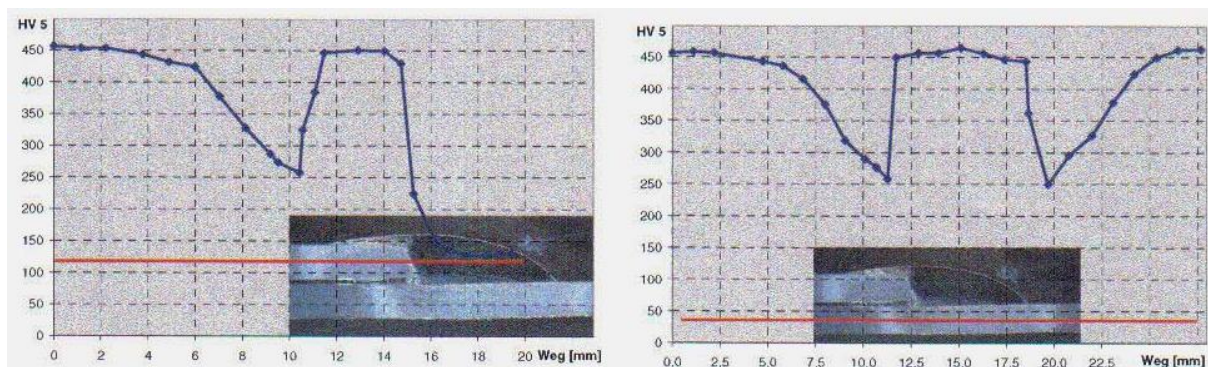


Bild 109: Härteverlauf in Blechmitte, links Oberblech, rechts Unterblech, ZW: CuSi3Mn1



## CuAl7

Die Breite der wärmebeeinflussten Zone neben der Lötnaht betrug im Oberblech (gemessen ab Kante Oberblech) ca. 12,2 mm und im Unterblech ca. 21,4 mm. In den Härtemessungen wurde ein Härteabfall von ca. 200 HV5 in der normalisierten Zone gemessen. Im Bereich zwischen Normalisierungszone, Bild 115 (2), und Lötnaht stieg die Härte wieder auf Grundwerkstoffniveau an. Im Lötgut wurden Härtewerte von durchschnittlich 142 HV5 gemessen.

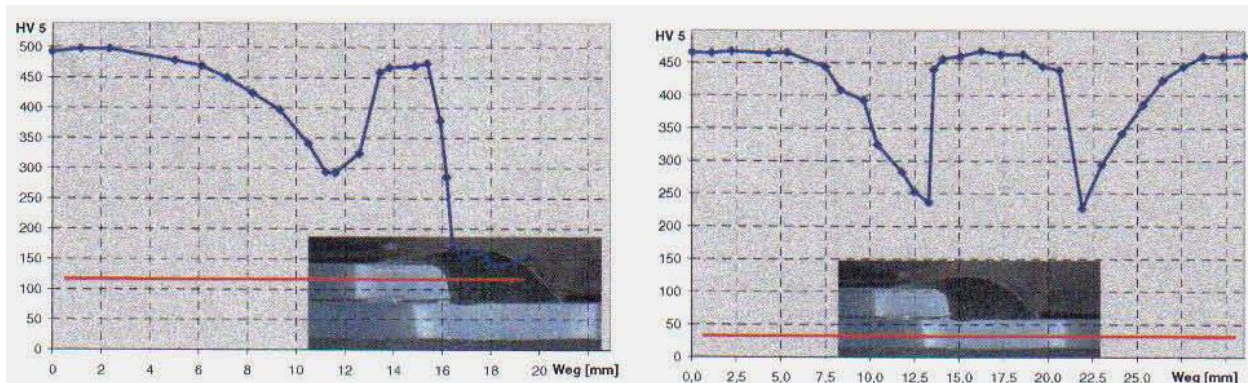


Bild 110: Härteverlauf in Blechmitte, links Oberblech, rechts Unterblech, ZW: CuAl7

## CuAl8Ni2Fe2Mn2

Die Breite der wärmebeeinflussten Zone neben der Lötnaht betrug im Oberblech (gemessen ab Kante Oberblech) ca. 12,2 mm und im Unterblech ca. 24,8 mm. In den Härtemessungen wurde ein Härteabfall von ca. 200 HV5 in der normalisierten Zone gemessen, Bild 110. Im Bereich zwischen Normalisierungszone, Bild 116 (2), und Lötnaht stieg die Härte wieder auf Grundwerkstoffniveau an. Im Lot wurden Härtewerte von durchschnittlich 147 HV5 gemessen.

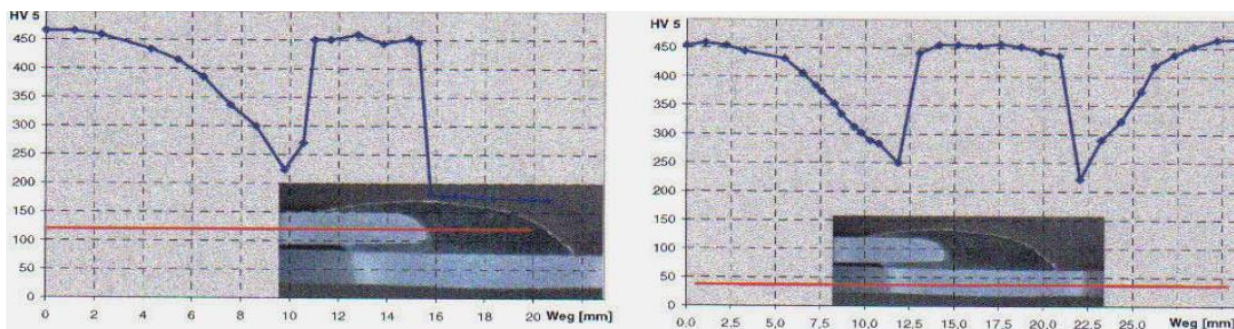


Bild 111: Härteverlauf in Blechmitte, links Oberblech, rechts Unterblech,  
ZW: CuAl8Ni2Fe2Mn2

Tabelle 12: Härtewerte und Breite der WEZ an 22MnB5

Zusatzwerkstoff	G 4Si1	CuAl7	CuSi3Mn1	CuAl8Ni2Fe2Mn2
Härtewert Schweiß-/Lötgut [HV 5]	345	142	129	174
Minimaler Härtewert in der WEZ <sup>1)</sup> [HV 5]	240	228	250	222
Breite der WEZ Oberblech <sup>2)</sup> [mm]	10,9	12,2	12,2	12,2
Breite der WEZ Unterblech <sup>3)</sup> [mm]	21,4	21,4	21,6	24,8

<sup>1)</sup> Als WEZ wurde der Bereich definiert, in dem die Härtewerte des Stahlwerkstoffes von den am GW gemessenen Werten abwichen.

<sup>2)</sup> Horizontaler Bereich von der verbindungsseitigen, senkrechten Stoffkante des Oberbleches bis zum unbeeinflussten GW; bei Schweißverbindungen wurde die Ausgangsgeometrie vor dem Umschmelzen des Oberbleches zu Grunde gelegt.

<sup>3)</sup> Horizontaler Bereich unter dem Lot, in dem vom GW abweichende Härtewerte vorliegen; bei Schweißverbindungen wurde das Schweißgut mit berücksichtigt.

#### 5.2.3.2. Überlappnaht HCT780XD Z70 (DP 800) und HCT690T Z100 (TRIP700)

**Zusatzwerkstoffe:** CuSn6Ag1, CuSi2Al1Mn1, CuSi2Mn1, CuSi3Mn1, CuMn12Ni2, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuAl5Ni2, CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuAl3Mn1Si1; CuAl7,

Die Untersuchungen haben bei Verwendung der digitalen Fronius-Gerätetechnik ebenfalls wie bei den Versuchen mit der EWM-Coldarc-Anlage maximale Festigkeitswerte für die CuAl8Ni2Fe2Mn2-Legierung bestätigt. In der Bewertung der Härteverläufe sind zwischen den Lichtbogenarten Impuls (Standard) und Coldarc keine signifikanten Unterschiede nachweisbar.

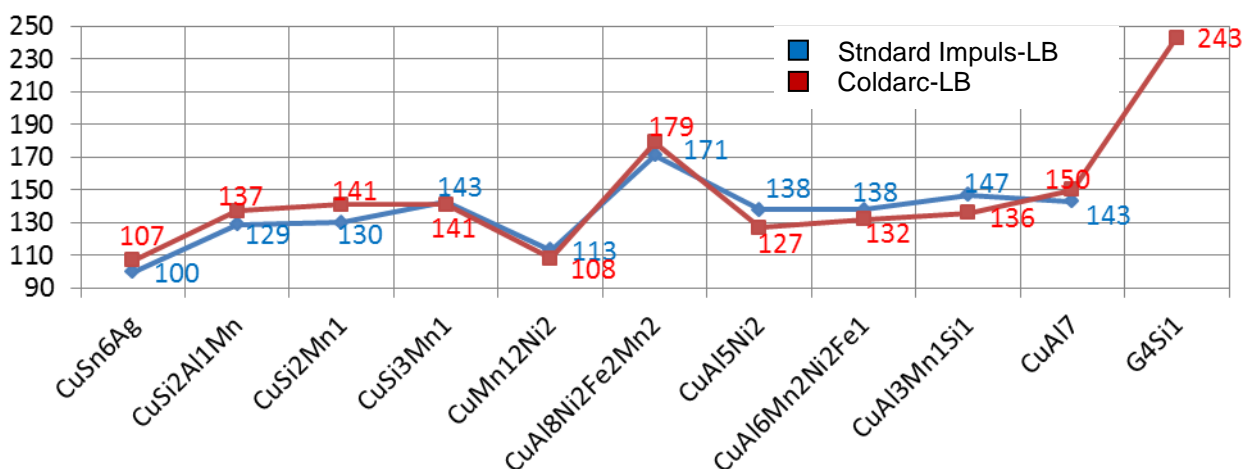


Bild 1120: Härteverlauf der Lote an HCT780XD Z70 (DP 800)

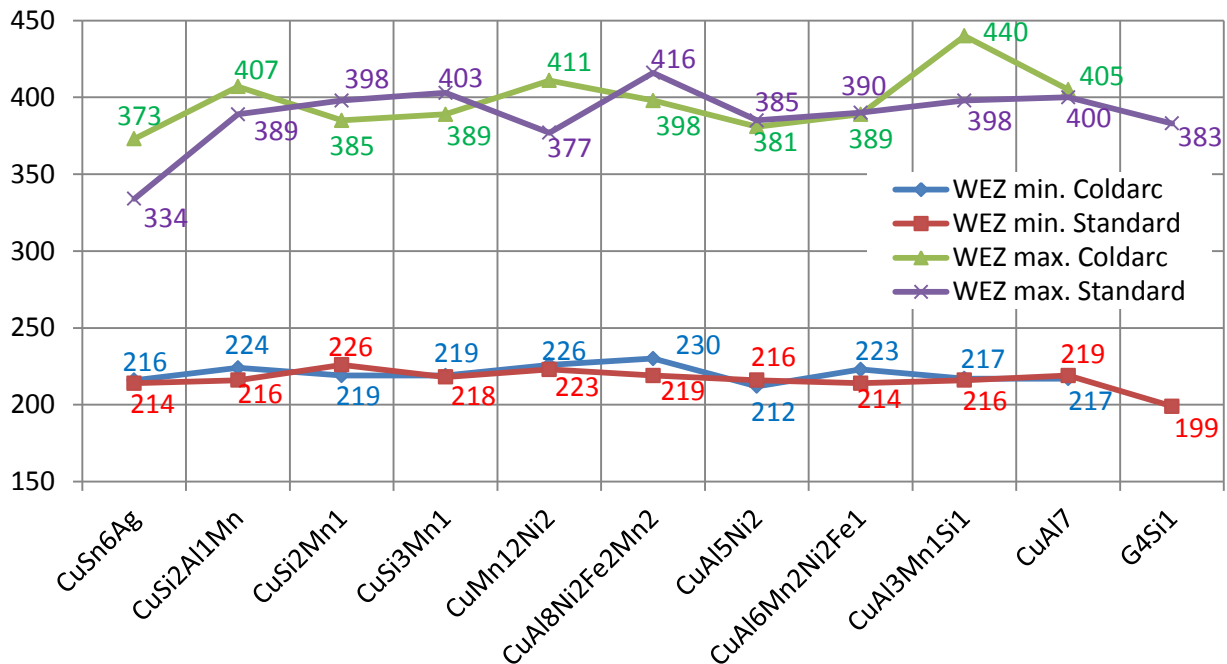


Bild 113: Härteverlauf in der WEZ des HCT780XD Z70 bei Standard Impuls- und Coldarc-LB

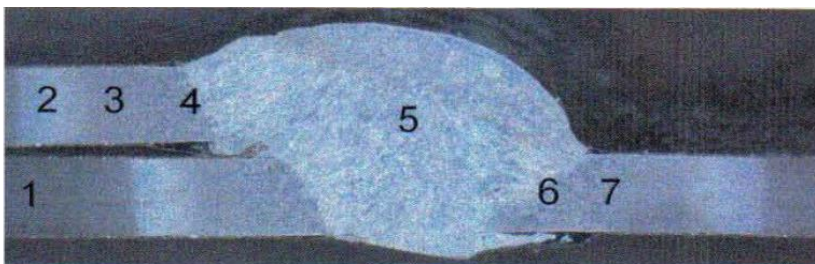
## 5.2.4. Mikroskopische Untersuchungen

### 5.2.4.1. Überlappnaht 22MnB5+AS

**Zusatzwerkstoffe: G4Si1, CuSi3Mn1; CuAl7, CuAl8Ni2Fe2Mn2**

#### G4Si1

Der G4Si1 führt zu einer deutlichen Beeinflussung des Gefügezustandes durch die Schweißwärme, Bild 113. Der Grundwerkstoff weist ein bainitisches Grundgefüge auf. In der WEZ stellt sich ein Normalisierungsgefüge ein, welches sich in Richtung der Schweißnaht wieder vergrößert. Im Unterblech weist die WEZ neben der Schweißnaht ein grobes Überhitzungsgefüge auf. Im Schweißgut selbst liegt ein martensitisches Überhitzungsgefüge vor, welches von einer Vielzahl von Mikroporen durchsetzt ist.





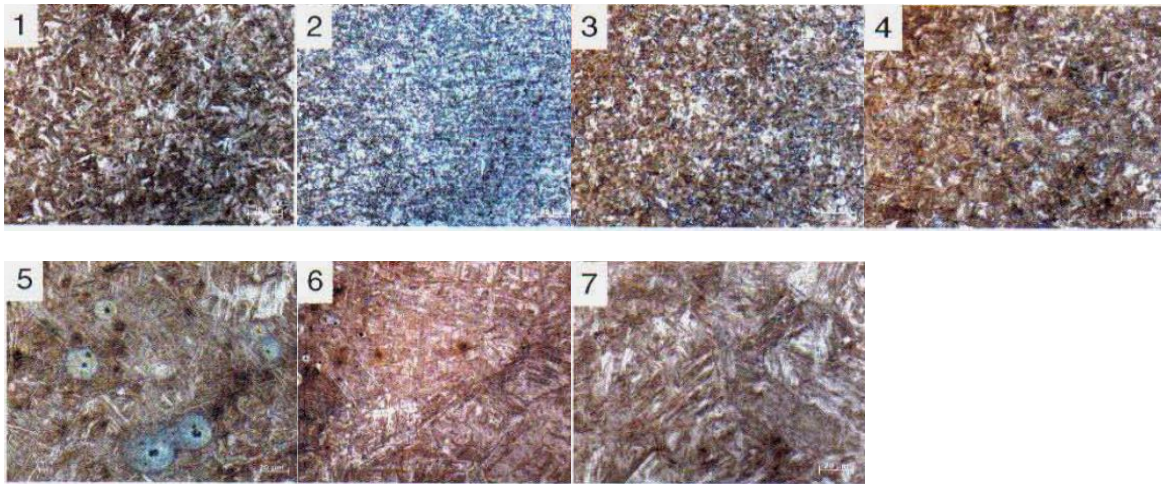


Bild 114: Gefügeausbildung in unterschiedlichen Nahtbereichen, ZW: G4Si1

### **CuSi3Mn1**

Die Auswertung der Mikroschliffe zeigte Veränderungen des Gefügezustandes im Stahlwerkstoff. In der Zone 2 kommt es zur Ausbildung eines Normalisierungsgefüges. In den Zonen 3 und 7 stellt sich teilweise ein grobkörniges Überhitzungsgefüge ein. Zwischen Lot und Stahlwerkstoff bildete sich eine saumartige Verbindungszone aus. Im Lot selbst fallen punktförmige Anordnungen auf.

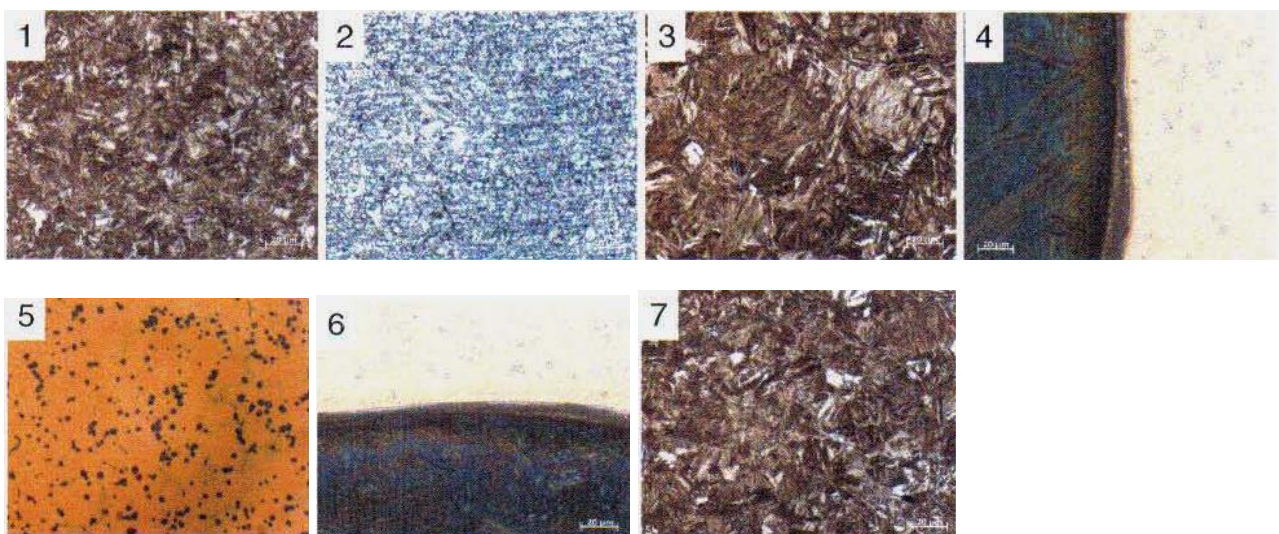
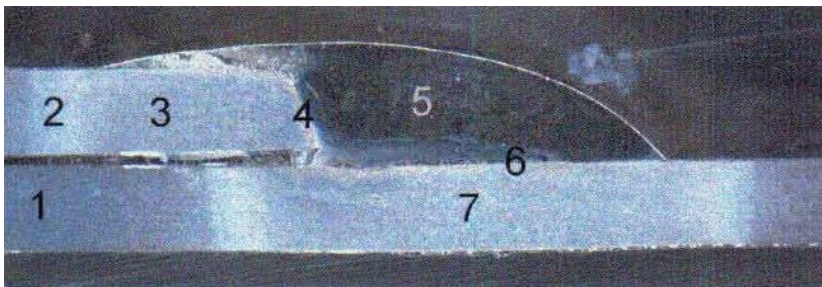


Bild 115: Gefügeausbildung in unterschiedlichen Nahtbereichen, ZW: CuSi3Mn1



## CuAl7

Die Auswertung der Mikroschliffe zeigte Veränderungen des Gefügezustandes im Stahlwerkstoff. In der Zone 2 stellte sich wiederum ein Normalisierungsgefüge ein. Im Unterschied zum Schweißprozess lag in Zone 3 kein Überhitzungsgefüge vor. Der Gefügezustand dieses Bereiches entsprach weitestgehend dem des Grundwerkstoffes. Zwischen Lot und Stahlwerkstoff bildete sich eine saumartige Verbindungszone aus. Im Lot selbst fallen dendritartige Ausscheidungen auf.

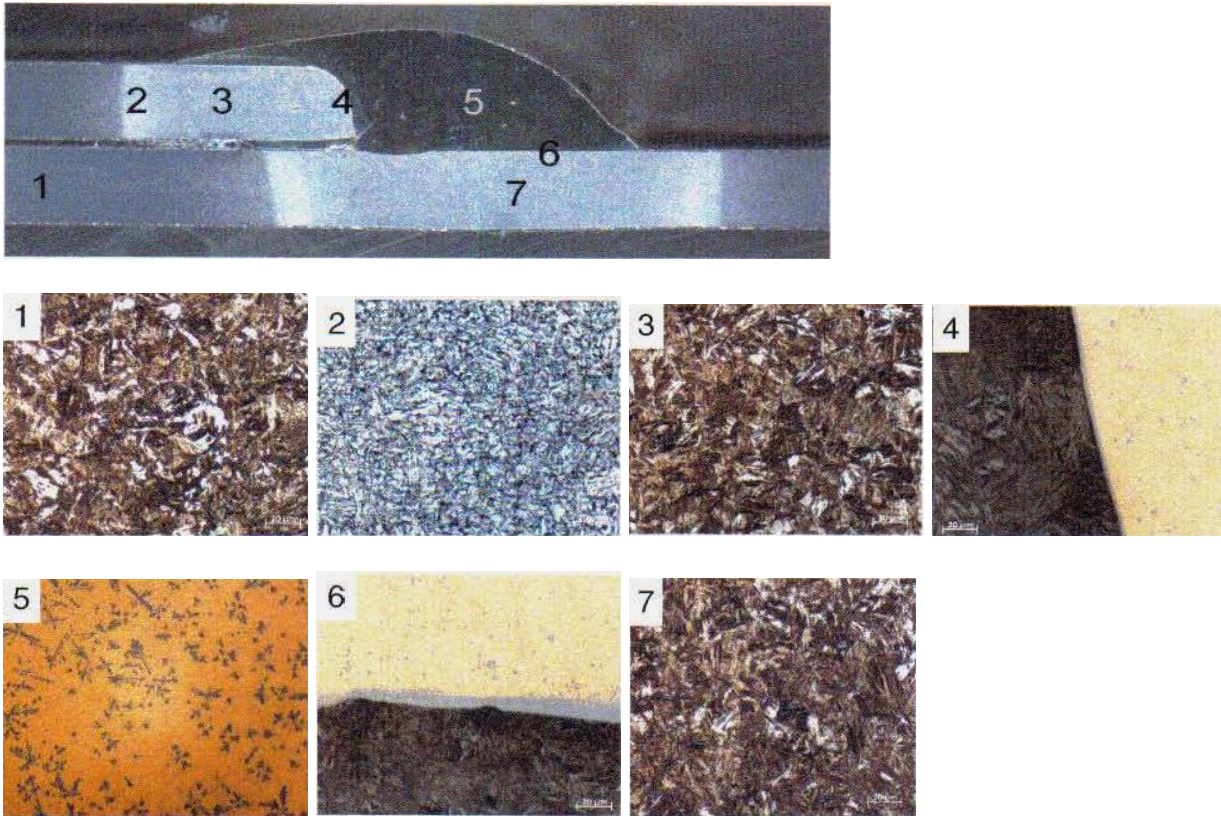


Bild 116: Gefügeausbildung in unterschiedlichen Nahtbereichen, ZW: CuAl7

## CuAl8Ni2Fe2Mn2

Die Auswertung der Mikroschliffe zeigte Veränderungen des Gefügezustandes im Stahlwerkstoff. In der Zone 2 kommt es zur Ausbildung eines Normalisierungsgefüges. In den Zonen 3 und 7 stellt sich ein grobkörniges Überhitzungsgefüge ein. Zwischen Lötgut und Stahlwerkstoff bildete sich eine saumartige Verbindungszone aus. Im Lötgut sind dendritartige Anordnungen zu erkennen.

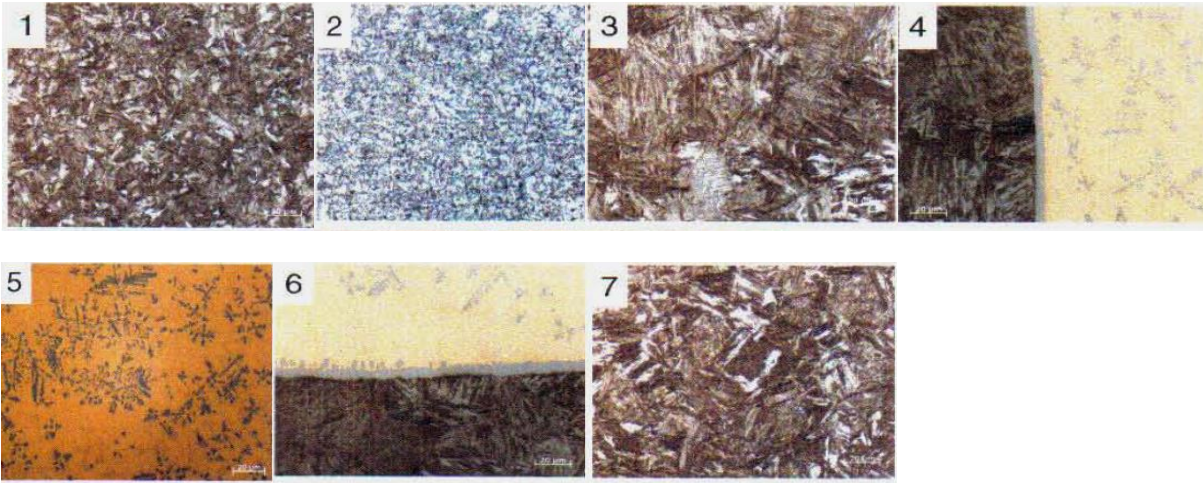
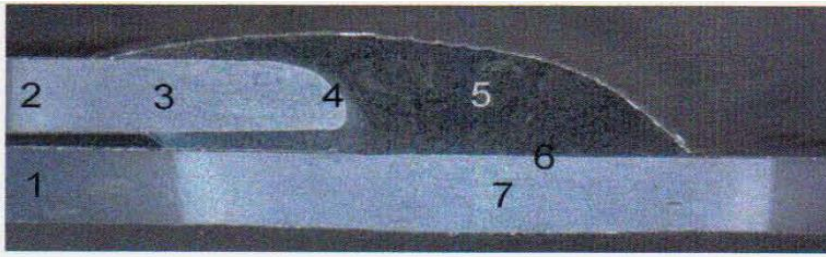


Bild 117: Gefügeausbildung in unterschiedlichen Nahtbereichen,  
ZW: CuAl8Ni2Fe2Mn2

#### 5.2.4.2. Überlappnaht HCT780XD Z70 (DP 800) und HCT690T Z100 (TRIP700)

**Zusatzwerkstoffe:** CuSn6Ag1, CuSi2Al1Mn1, CuSi2Mn1, CuSi3Mn1, CuMn12Ni2, CuAl8Ni2Fe2Mn2, CuAl5Ni2, CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuAl3Mn1Si1; CuAl7,

Die Untersuchungen mit der Fronius-Schweißgerätetechnik hat bei den Blechqualitäten HCT780XD und HCT690T die Ergebnisse der Versuche mit der EWM-Gerätetechnik bestätigt. Es wurden keine signifikanten Unterschiede in der Gefügeausbildung und in der Anzahl und Tiefe der Loteindringungen festgestellt.

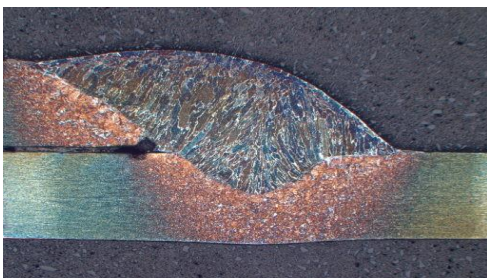


Bild 118: Typischer Nahtquerschnitt einer Kehlnaht am  
Überlappstoß mit dem Schweißdraht G4Si1









Legierung	Standard	Coldarc
CuSi3Mn1		
CuAl6Mn2Ni2Fe1		
CuAl3Mn1Si1		
CuAl7		

Bild 119: Kehlnaht am Überlappstoß, GW: HCT780XD Z70 (DP 800),  
 ZW: CuSi3Mn1, CuAl6Mn2Ni2Fe1, CuAl3Mn1Si1, CuAl7,  
 Standard- und Coldarc-Lichtbogen

### 5.2.5. Benetzungsverhalten

Die ermittelten Benetzungswinkel der untersuchten Lote unter Berücksichtigung verschiedener Lötgeschwindigkeiten zeigen eindeutig, dass der Schmelzbereich der Legierung keinen alleinigen Einfluss auf das Benetzungsverhalten ausübt. Besonders bei den Loten CuSn6Ag1, CuSi3Mn1 und CuSi2Mn1 wurden trotz eines relativ großen Schmelzbereiches geringe Benetzungswinkel bei der maximalen Lötgeschwindigkeit von 174 cm/min ermittelt. Es kann hierbei davon ausgegangen werden, dass insbesondere die legierungsabhängige Grenzflächenbenetzung einen wesentlichen Einfluss auf die Ausbildung der Nahtgeometrie ausübt. Unter Abschnitt 4.2.5.3. wird dieser Punkt näher erläutert.



<b>Benetzungswinkel (°)</b>	<b>Schmelzbereich</b>			
<b>Stromstärke (A)</b>	<b>116</b>	<b>140</b>	<b>174</b>	<b>(K)</b>
CuSn6Ag1	42	37	29	130
CuSi2Al1Mn	41	34	29	56
CuAl5Ni2	36	38	34	5
CuSi3Mn1	40	38	36	67
CuMn12Ni2	37	36	36	25
CuSi2Mn1	37	36	38	20
CuAl3Mn1Si1	34	38	38	10
CuAl6Mn2Ni2Fe1	38	41	40	30
CuAl7	34	40	42	10
CuAl8Ni2Fe2Mn2	41	41	47	20
CuAl3Ni1	44	45	53	20
CuAl3Ni2	42	45	50	20
CuAl2Ni2	50	57	65	20

#### **Nahtbreite (mm)**

<b>Stromstärke (A)</b>	<b>116</b>	<b>140</b>	<b>174</b>	<b>(K)</b>
CuSn6Ag1	6,00	5,00	4,65	130
CuSi2Al1Mn	5,50	4,75	4,50	56
CuAl5Ni2	7,00	4,80	4,35	5
CuSi2Mn1	4,35	4,25	4,15	20
CuMn12Ni2	4,75	5,00	4,15	25
CuAl3Mn1Si1	4,65	4,50	4,15	10
CuSi3Mn1	5,50	4,50	3,65	67
CuAl3Ni1	4,65	3,90	3,50	20
CuAl3Ni2	5,00	3,60	3,30	20
CuAl7	5,40	4,10	3,25	10
CuAl6Mn2Ni2Fe1	4,75	4,90	3,25	30
CuAl8Ni2Fe2Mn2	4,15	4,25	3,25	20
CuAl2Ni2	3,40	3,30	3,20	20

#### **Nahthöhe (mm)**

<b>Stromstärke (A)</b>	<b>116</b>	<b>140</b>	<b>174</b>	<b>(K)</b>
CuSi2Al1Mn	1,05	0,75	0,70	56
CuAl7	1,15	1,00	0,70	10
CuSi2Mn1	0,90	0,75	0,75	20
CuMn12Ni2	0,95	1,00	0,80	25
CuSi3Mn1	1,20	1,00	0,85	67
CuAl6Mn2Ni2Fe1	1,05	1,10	0,85	30
CuAl3Mn1Si1	0,80	1,15	0,90	10
CuAl3Ni2	1,50	1,06	0,92	20
CuSn6Ag1	1,25	1,10	1,00	130
CuAl5Ni2	1,25	1,00	1,05	5
CuAl8Ni2Fe2Mn2	0,90	1,20	1,10	20
CuAl3Ni1	1,35	1,20	1,14	20
CuAl2Ni2	1,20	1,20	1,15	20

Tabelle 13: Nahtgeometrie bei unterschiedlichen Stromstärken

Beim Vergleich der ermittelten Werte bei unterschiedlich hohen Stromstärken ist die Tendenz zu erkennen, dass mit zunehmender Stromstärke der Benetzungswinkel geringer wird und die Werte von Nahthöhe sowie Nahtbreite abnehmen.

### 5.2.6. Schutzgas

Für das MIG-Löten wird üblicherweise Argon 4.6 nach DIN EN ISO 14175 als Schutzgas eingesetzt. Die Verwendung von Argon mit einem zusätzlichen aktiven Gasanteil, beispielsweise 2,5 % CO<sub>2</sub>, hat sich an Stahlblechen mit dickeren Verzinkungsschichten bewährt. Dort bewirkt das Gasgemisch einen ruhigeren Lichtbogen und geringere Spritzerneigung. Im Bereich der Diffusionszone wandern Fe-Anteile in die Cu-Legierung und bilden mit dem Silizium Eisensilizidinseln. In den Bildern 120 bis 124 sind die quantitativen Anteile der Elemente mittels EDX-Analyse dargestellt. Bei Verwendung von Argon mit einem aktiven Schutzgasanteil wird davon ausgegangen, dass sich ein größerer Anteil von Siliziumoxid bildet und damit weniger Silizium für die Bildung des spröden Eisensilizids zur Verfügung steht. In Versuchen /45/ wurde nachgewiesen, dass größere Biegewinkel und höhere Zugfestigkeiten mit aktiven Gasanteilen erzielt werden können (Bild 128). Der Einfluss von Argon mit CO<sub>2</sub>- oder O<sub>2</sub>- Anteilen im MIG-Lötprozess bei Anwendung neu entwickelter Kupferlote an Stahlblechen unterschiedlicher mechanischer Eigenschaften ist die Aufgabe künftiger Untersuchungen.

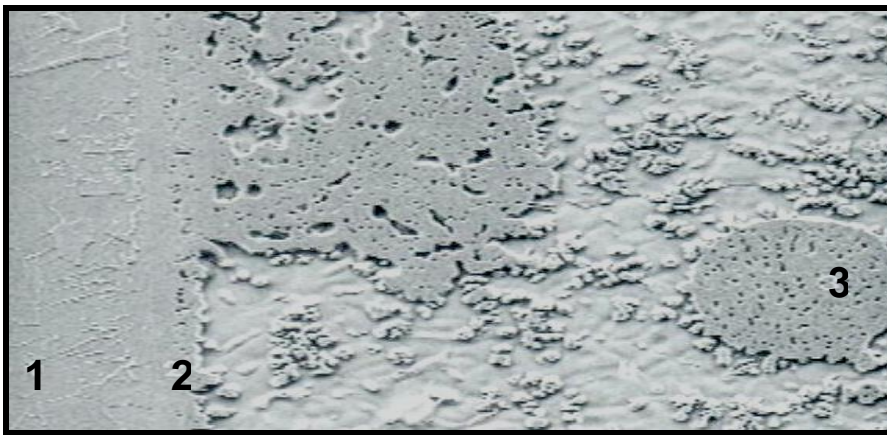


Bild 120: Diffusionsbereich, GW: ZStE180BH, ZW: CuSi3Mn1, M 270:1

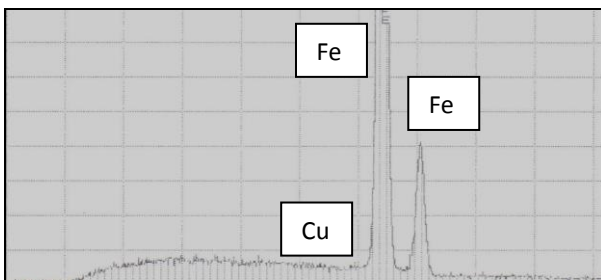


Bild 121: EDX-Analyse (1)

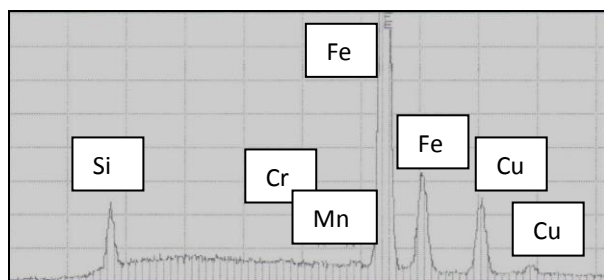


Bild 122: EDX-Analyse (2)

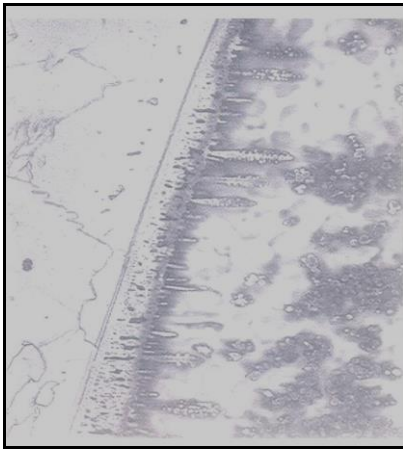


Bild 123: Diffusionszone,  
M 500:1



Bild 124: Diffusionszone,  
M 2000:1

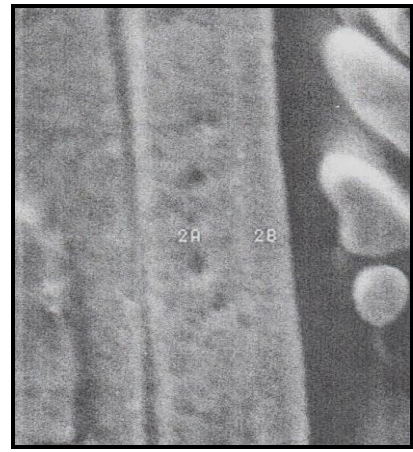


Bild 125: Diffusionszone,  
M 5000:1

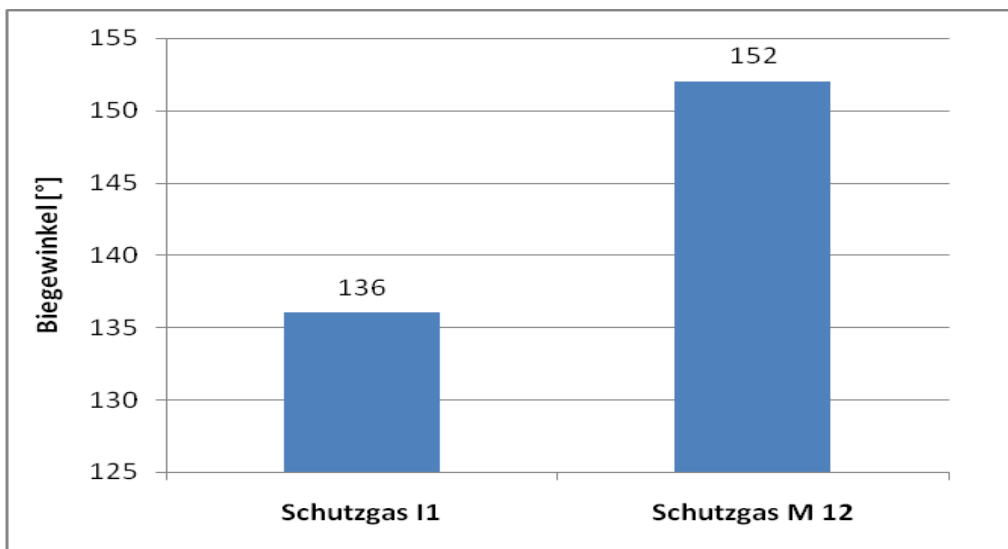


Bild 126: Biegewinkel von 18 Proben Stumpfnah, Blechdicke 1-3 mm,  
GW: ZStE 180 BH ZE75/75, ZW: CuSi3Mn1

### 5.2.7. Thermografische Untersuchungen

Der Vergleich zwischen G4Si1 und CuSi3Mn1 zeigt beim G4Si1 erwartungsgemäß ein kompakteres und intensiveres Wärmefeld. Im Bereich der Schweißnaht hält die Temperatur ein gleichmäßig hohes Niveau sowohl an der Brennerdüse als auch 60 cm dahinter. Die Breite des Wärmefeldbereiches bei einer Fügeggeschwindigkeit von 62 cm/min ist deutlich geringer als bei 52 cm/min. Dagegen ist bei der Legierung CuSi3Mn1 neben dem gleichmäßigen Temperaturniveau direkt nach der Brennerdüse bei 60 cm nach der Düse ein deutlicher Abfall der Temperatur zu verzeichnen. Die höhere Fügeggeschwindigkeit von 72 cm/min verstärkt diesen Effekt. Bei dem zusätzlich getesteten Lot CuAl3Ni2 ist dieses Merkmal deutlich ausgeprägter.

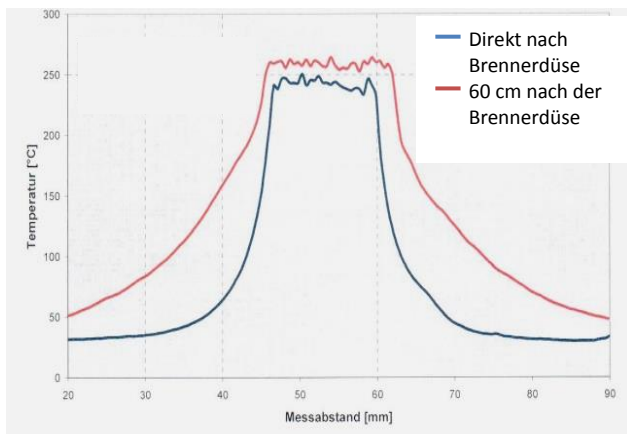


Bild 127: Temperaturprofil quer zur Naht,  
ZW: G3 Si1,  $v_L = 52$  cm/min

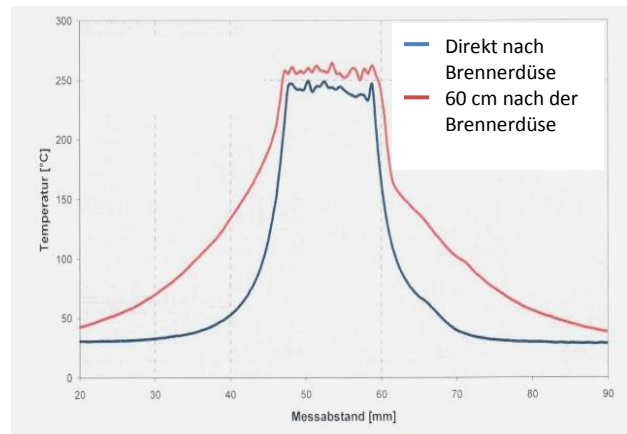


Bild 128: Temperaturprofil quer zur Naht,  
ZW: G3 Si1,  $v_L = 62$  cm/min

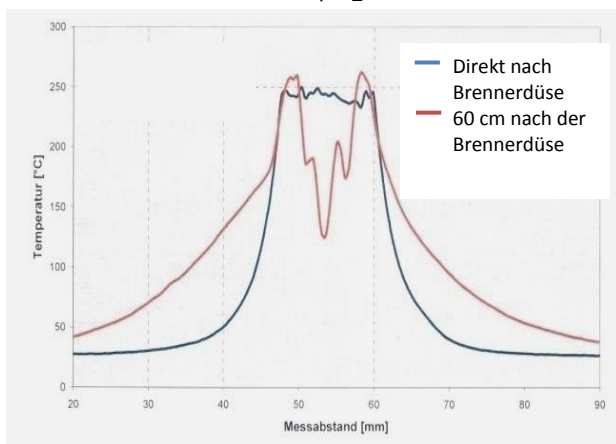


Bild 129: Temperaturprofil quer zur Naht,  
ZW: CuSi3Mn1,  $v_L = 60$  cm/min

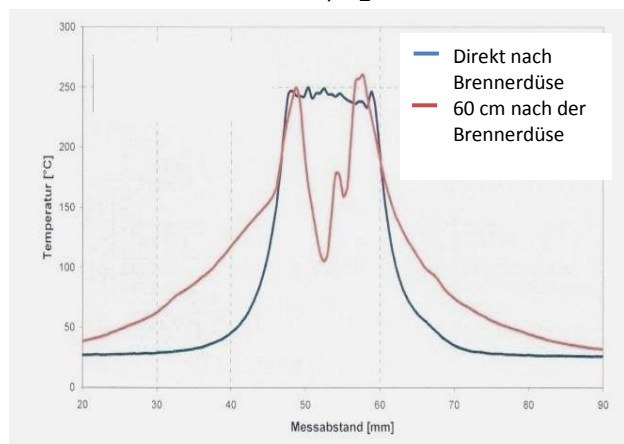


Bild 130: Temperaturprofil quer zur Naht,  
ZW: CuSi3Mn1,  $v_L = 72$  cm/min

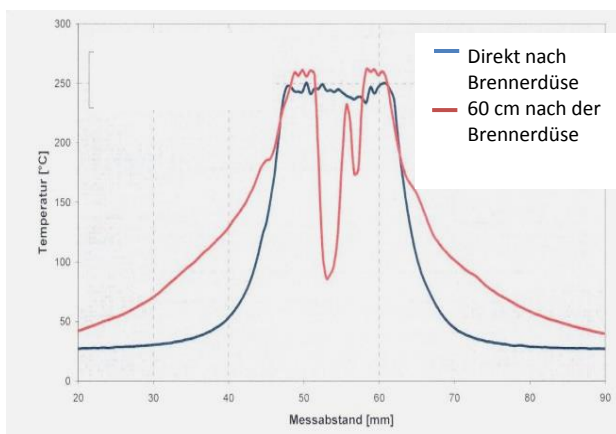


Bild 131: Temperaturprofil quer zur Naht,  
ZW: CuAl3Ni2,  $v_L = 60$  cm/min

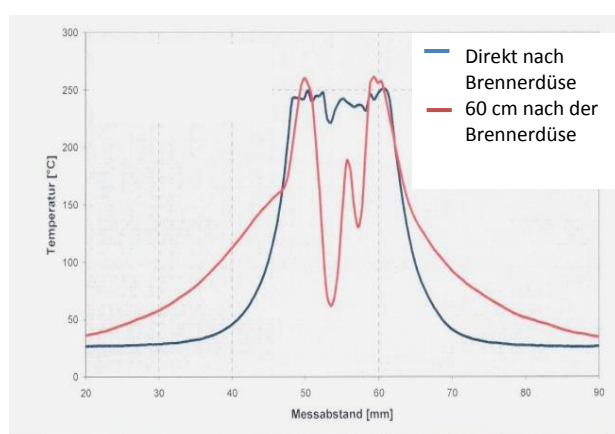


Bild 132: Temperaturprofil quer zur Naht,  
ZW: CuAl3Ni2,  $v_L = 72$  cm/min

Tabelle 14: Kennwerte der Wärmebild-Messung

Legierung	Strom- stärke [A]	Span- nung [V]	Schweiß-/Löt- Geschwindigkeit [cm/min]	Strecken- Energie [kJ/cm]
G3Si1	85	17,6	52	1,73
G3Si1	82	17,1	62	1,36
CuSi3Mn1	70	17,0	60	1,19
CuSi3Mn1	56	17,7	72	0,83
CuAl3Ni2	71	17,0	60	1,21
CuAl3Ni2	58	17,5	72	0,85

Damit die Einflüsse der Zusatzwerkstoffe hinsichtlich des Emissions- und Reflexionsverhaltens ausgeschlossen werden können, sind weiterführende Temperaturuntersuchungen erforderlich.

#### 5.2.8. Phosphatierungsverhalten

Dem Element Silizium kommt hier eine besondere Rolle zu. Das Standardlot CuSi3Mn1 hat gemäß DIN EN ISO 24373 einen Toleranzbereich für Silizium von 2,8 - 4,0 %. Im Gitterschnittversuch und Salzsprühtest wurde ein Zusammenhang des Silizium-Gehaltes und der elektrischen Leitfähigkeit des Lotes nachgewiesen. Mit steigendem Silizium-Gehalt bilden sich oberflächlich Silikatschichten, die eine Phosphorkristallbildung beim KTL-Verfahren behindern. Dadurch wird die nachfolgende Lackhaftung negativ beeinflusst.

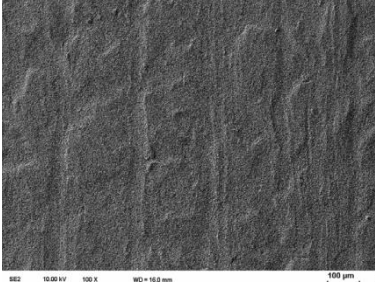
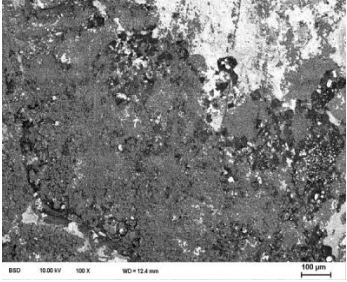
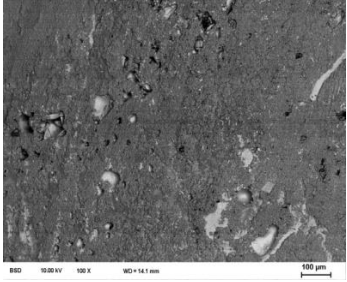
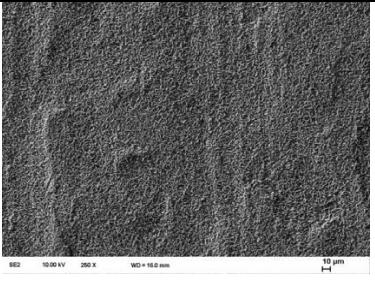
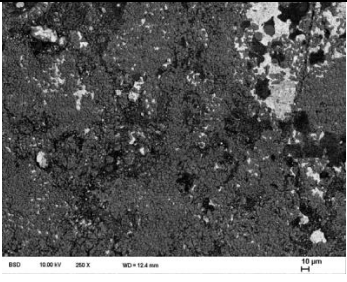
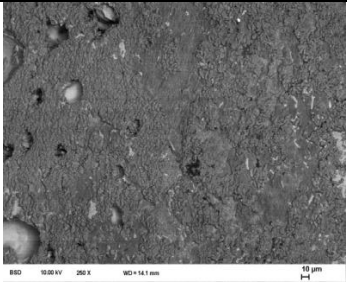
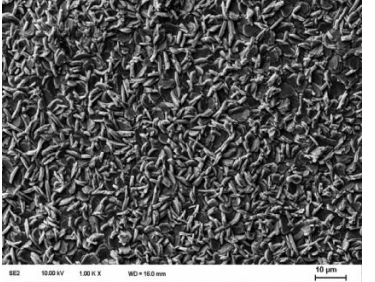
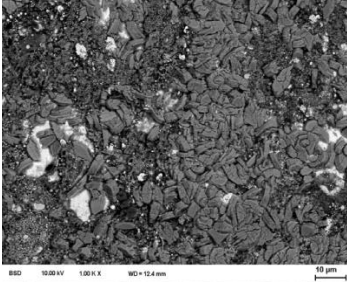
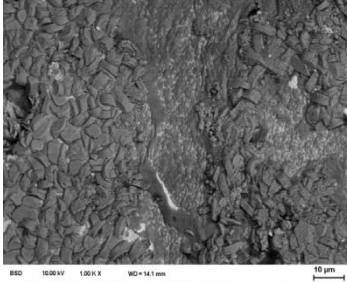


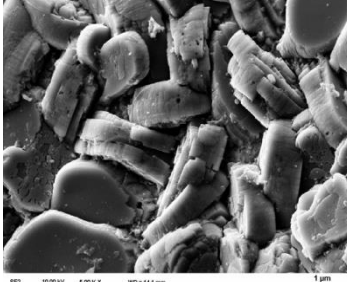
Das Auszählen eines Gitternetzes auf den REM-Aufnahmen (Bild 124) im Maßstab 100:1 hat folgende Bedeckungsgrade ergeben:

DC01 + ZE	100 %
CuSi3Mn1	84 %
CuAl2Ni2	97 %

Ein gleichbleibendes Niveau bzw. eine Steigerung des Bedeckungsgrades des Lotes CuAl2Ni2 gegenüber der CuSi3Mn1-Legierung kann auf Grund des Anteils der Phosphatierung fördernden Elemente nachgewiesen werden.

Untersuchungen des Phosphatierverhaltens mit höher legierten CuAlNi-Legierungen haben bei Automobilherstellern zu vergleichbaren Ergebnissen geführt. Der Einsatz dieser Lote ist bisher an den höheren Herstellkosten gegenüber dem verbreitet eingesetzten CuSi3Mn1 gescheitert.



DC01 + ZE75/75	CuSi3Mn1	CuAl2Ni2
 <p>M 1:100</p>	 <p>M 1:100</p>	 <p>M 1:100</p>
 <p>M 1:250</p>	 <p>M 1:250</p>	 <p>M 1:250</p>
 <p>M 1:1000</p>	 <p>M 1:1000</p>	 <p>M 1:1000</p>
 <p>M 1:2500</p>	 <p>M 1:2500</p>	 <p>M 1:5000</p>

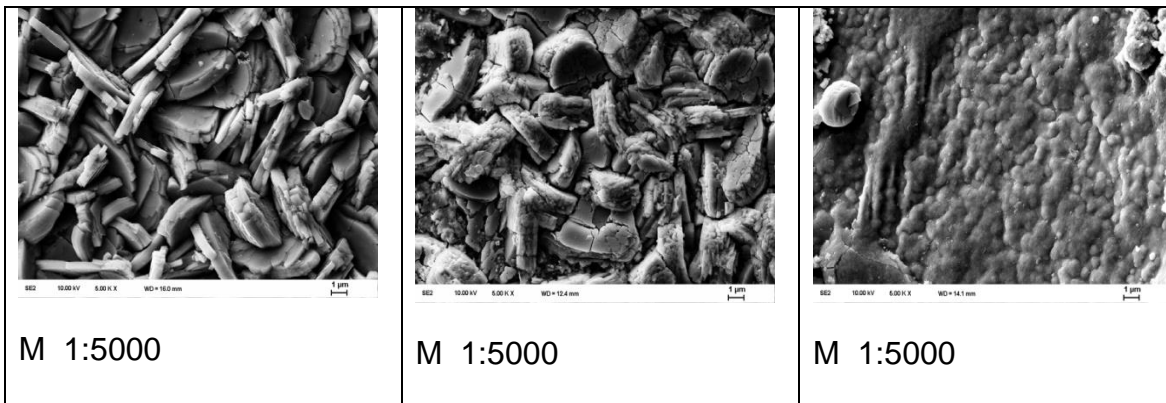


Bild 133: Phosphatierte Oberflächen

## 6. Betrachtung von Optimierungskriterien

Kriterien für eine Prozessoptimierung sind die Legierungszusammensetzung der Lote, die Auswahl der Lote bezogen auf die zu verwendeten Grundwerkstoffe mit deren Oberflächenbeschichtungen und die Prozessparameter. Darüber hinaus wird der Prozess von einer Vielzahl von Einflussfaktoren tangiert. Besonders der Einsatz weiterentwickelter Gerätetechnik kann den Energieeintrag reduzieren. Das Ziel ist eine Optimierung des Lötprozesses sowie die Verbesserung der Eigenschaften der Fugestelle.

Die Optimierungsnotwendigkeit resultiert aus den Forderungen der Industrieanwender nach neuen Zusatzwerkstoffen mit verbesserten Eigenschaften. Zum einen muss die Machbarkeit gegeben sein, aber auch die Kosten sind zu berücksichtigen. Im Zuge der ständigen Entwicklung neuer Stahlbleche mit hoher Festigkeit besteht seit Jahren schon der Bedarf an Kupferlegierungen mit angepassten Festigkeitseigenschaften. Eine Annäherung wird sicherlich stattfinden, aber letztlich bleibt Kupfer ein weicherer Werkstoff als Stahl. Ansätze gibt es viele, zum Beispiel das Zulegieren ausgewählter Elemente, die Verwendung von Fülldraht oder das Löten mit erhöhtem Energieeintrag zur gezielten Nutzung der Diffusionsvorgänge.

Eine hohe Lötgeschwindigkeit wurde als entscheidender Faktor zur Kostensenkung erkannt. Bei der Entwicklung neuer Legierungen findet dieser Punkt gewiss seine Beachtung. Für die Automobilhersteller und Produzenten anderer Fahrzeuge spielt das Phosphatierungsverhalten der Lote eine große Rolle. Im Vergleich zu verzinkten Blechoberflächen ist die Phosphatierung von CuSi-Legierungen problematischer. Dies hat Auswirkungen auf den Korrosionsschutz und letztlich auch auf die Lackanhaftung. Aluminium- bzw. nickelhaltige Legierungen fördern die Phosphatierung. Neue Kupferbasis-Lote mit verbesserten Eigenschaften sind gegenwärtig in der Erprobung.

Mit diesen und weiteren Herausforderungen haben die Hersteller von Loten auch in den nächsten Jahren die Möglichkeit, entsprechend den Bedürfnissen der Industrie den MIG- bzw. Laserlötprozess zu optimieren und die Anwendungsvielfalt zu erweitern.

## 6.1. Werkstofftechnische Betrachtungen

Die Hauptlegierungsbestandteile werden sich bei künftigen Untersuchungen, neben Kupfer als Basiselement, auf die bisher bewährten Elemente Aluminium, Mangan, Nickel und Silizium konzentrieren. Die Beimengungen in Höhe und Art an zusätzlichen geringen Legierungsanteilen lassen noch ausreichend Spielraum für die Erforschung deren Einflusses. Hierbei ist besonders die gieß- und ziehtechnische Umsetzbarkeit zu prüfen. Beispielsweise sind die Elemente Silber, Beryllium, Cobalt, Eisen und Chrom geeignete Beimengungen. Die Verfügbarkeit der Elemente und die teilweise Einschränkung auf Grund von gesundheitlichen und ökologischen Gefährdungen wird in der Zukunft eine herausragende Rolle spielen.

### 6.1.1. Legierungssysteme

In der vorliegenden Arbeit sind die Atomradien der Elemente und deren Eigenschaften, die gieß- und ziehtechnischen Möglichkeiten sowie die Anforderungskriterien an die Lote für die Legierungsbildung herangezogen worden. Änderungen der Ausgangsbedingungen und der Anforderungen an die Lötmöglichkeiten neuer Stahlbleche erfordern eine Optimierung der Phasenbildungsmodelle. Schwerpunkt der aktuellen Forschung ist die Erhöhung der Festigkeitseigenschaften der Grundwerkstoffe um den Anforderungen an den Leichtbau gerecht zu werden. Damit verbunden sind neue Umformprozesse zur Herstellung bestimmter Gefüge und der Einsatz neuer Beschichtungen. Dies erfordert neue, angepasste, innovative Legierungssysteme. Besonders die Einbeziehung von gezielt ausgewählten Mikrolegierungsanteilen und die Optimierung der Prozesstechnik im gieß- und ziehtechnischen Bereich können zur Verbesserung der gewünschten Eigenschaften beitragen.

Unter Berücksichtigung geänderter Einflüsse sind bei weitergehenden Untersuchungen die Zustandsbedingungen zu optimieren und davon ausgehend die Phasenbildungsmodelle anzupassen.

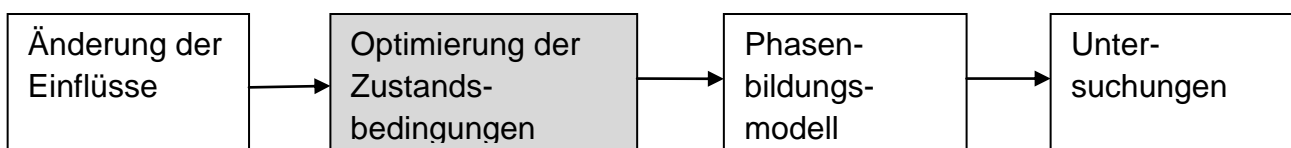


Bild 134: Notwendigkeit und Auswirkungen von Änderungen

### **6.1.2. Einfluss von Oberflächenbeschichtungen**

In Abhängigkeit von der Beanspruchung sind Dünnbleche vielfach elektrolytisch verzinkt. Neben feuerverzinkten werden auch alumierte oder, am Beispiel pressgehärteter Bleche, mit Aluminium-Silizium beschichteten verwendet. Die bisherigen Ergebnisse von Versuchen an verzinkten Dünnblechen haben ergeben, dass CuSi-Lote hierfür am besten geeignet sind. An mit Aluminium beschichteten Blechen lassen sich CuAl-Lote am prozesssichersten verarbeiten. Dagegen werden, insbesondere aus Festigkeitsgründen, in der Industrie teilweise CuAl-Lote auch für verzinkte Automobilbleche verwendet. Beim MIG-Löten von AlSi-beschichteten Blechen des Typs 22MnB5 wurden Benetzungsprobleme festgestellt.

Bei weitergehenden Untersuchungen sind auf die jeweilige Beschichtung zugeschnittene Lote hinsichtlich Prozessverhalten und der Eigenschaften der Fugestelle zu überprüfen.

### **6.1.2. Streckenenergiebetrachtungen**

In vorangegangenen Untersuchungen wurde nachgewiesen, dass die Streckenenergie einen wesentlichen Einfluss auf das Loteindringen, die Ausbildung von Lötrissen und die Gefügebeeinflussung des Grundwerkstoffes ausübt. In der einschlägigen Fachliteratur wird das Phänomen der Lötrissigkeit hinreichend behandelt. Tatsache ist, dass eine zunehmende Wärmezufuhr während des Lötens die Ausbildung und Intensität von Loteindringungen und damit auch von Lötrissen fördert. Bei Untersuchungen /90/ wurde die Abhängigkeit der Länge der Loteindringungen von der Lötposition nachgewiesen. Beispielsweise sind die gemessenen Werte in der Position „waagrecht“ deutlich geringer als in der Position „fallend“. Die energiereduzierten Verfahren, wie Coldarc und CMT von den Schweißgeräteherstellern EWM und Fronius, bewirken ebenfalls den Effekt der verminderten Ausbildung von Loteindringungen.

Entgegen dieser Zusammenhänge werden in aktuellen Forschungsprojekten MIG-Lötverbindungen als Kehlnaht am Überlappstoß untersucht, die mit deutlich erhöhten Lötparametern hergestellt werden. Erste Prognosen zielen infolge der intensiveren Diffusionsvorgänge auf erhöhte Festigkeitswerte hin, ohne dass eine signifikante Erhöhung des Effektes der Loteindringung festgestellt werden kann. Hierzu sind weiterführende Untersuchungen erforderlich.

## **6.2. Betrachtung des Einflusses von Nahtgeometrie, Schutzgas und Gerätetechnik**

### **6.2.1. Nahtgeometrie**

Industrieanwendungen beschränken sich vorwiegend auf die Nahtformen Kehlnaht, Überlappnaht und Bördelnaht. Die Fragestellung ist, inwieweit die Eigenschaften der Fugestelle von der Nahtgeometrie beeinflusst werden. Der Vergleich der Nahtgeometrie unterschiedlicher Kupferlegierungen wurde in der vorliegenden Arbeit in Form von Blindraupen

auf verzinkter Blechoberfläche durchgeführt. Die Ergebnisse sind im Abschnitt 4.2.5.3. behandelt.

Entscheidend für die Beurteilung der jeweiligen Nahtform auf das Festigkeitsverhalten ist die Beanspruchung der Lötnaht und demzufolge die Art der Krafteinleitung. Bei den MIG-/MAG-Schweißverfahren wird der festigkeitsschwächste Bereich in der WEZ liegen. Dagegen wird der Bruch einer MIG-Lötverbindung in der Regel nicht in der WEZ, sondern in der Diffusionszone erfolgen.

### **6.2.2. Gerätetechnik**

In der vorliegenden Arbeit wurden für die Versuchsdurchführung im MIG-Lötverfahren Schweißgeräte verwendet, die über spezielle Einstellungen einen sogenannten „kalten Lichtbogen“ erzeugen können. In verschiedenen Versuchen, auch bei konkreten Industrieanwendungen, konnten die Verfahrensgrenzen des energiereduzierten Lichtbogens ermittelt werden. Mit abnehmender Lichtbogenenergie können der Verzug von Dünnblechen und der Zinkabbrand reduziert werden. Demgegenüber stellt sich zunehmend eine konvexe Ausbildung der Lötnaht ein. Die Folge davon sind künstlich erzeugte Kerben am Übergang der Lötnaht zum Grundwerkstoff und eine Abnahme der Festigkeit der Naht. Die Diffusionswirkung zwischen Lot und Blech nimmt ab, so dass ein zunehmender Effekt einer „angeklebten“ Naht entsteht.

In einem konkreten Versuch wurden Laschen an 3 mm dicke Bleche im MIG-Verfahren gelötet. Die Forderung war, Verzug, und damit Ausbeulungen an der Blechrückseite, zu vermeiden. Obwohl ein maximaler Coldarc-Effekt über das Schweißgerät erzeugt wurde, konnte eine bleibende Verformung der Bleche nicht verhindert werden. Im Grenzbereich war die Nahtausbildung extrem konvex, so dass die Haftung der Lötnaht nicht mehr den Anforderungen genügte. Hier bleibt sicherlich noch Entwicklungsspielraum für die Hersteller der MIG-Lötgerätetechnik.

## **7. Übertragung der Ergebnisse auf andere hochfeste Stähle**

Die technologischen Vorteile der Schutzgaslötverfahren (MIG-, Plasma-, Laserlöten) basieren auf der niedrigen Arbeitstemperatur der Lote, die sich in vermindertem Verzug der Bleche, in der größeren Spaltüberbrückbarkeit und einer geringeren Zinkschichtschädigung neben der Lötnaht sowie auf der Blechrückseite widerspiegeln. Mit zunehmender Festigkeit der Stahlbleche steigt die Festigkeitsdifferenz zwischen Grund- und Zusatzwerkstoff. Konstruktiv lassen sich die Lötnahte bei steigenden Festigkeitsanforderungen durch geeignete Positionierung der Fügestelle im Bereich geringerer Beanspruchung bzw. in der neutralen Beanspruchungsphase realisieren.

Grundsätzlich ist davon auszugehen, dass am Grundwerkstoff Loteindringung auftritt, welche Lötrissigkeit zur Folge haben kann. An Werkstoffen geringer und mittlerer Festigkeit kann die Gefahr der Lötrissigkeit als gering eingeschätzt werden, wenn nicht Kaltumformungen am Blech vorangegangen sind oder andere Einflüsse, wie die Einspannbedingungen, zu einem hohen Niveau des Spannungszustandes führen. Am sogenannten „Bake Hardening Stahlblech“ wurden Loteindringlängen gemessen, die ca. 10 % der Blechdicke betragen /11/. Bei weitergehenden Untersuchungen wurden in Abhängigkeit von der Lötposition deutliche Unterschiede in der Dimension der Loteindringung nachgewiesen.

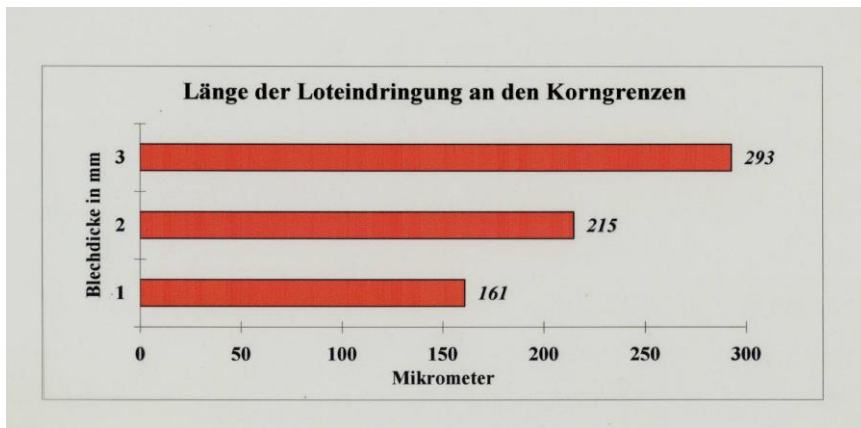


Bild 135: Loteindringung, GW: ZStE180BH+ZE75/75, ZW: CuSi3Mn1

Die Anzahl und die Intensität des Loteindringens wird von der Festigkeit des Grundwerkstoffes beeinflusst. So wurde in anderen Untersuchungen bereits nachgewiesen, dass die hochfesten Bleche HCT790C+ZE75/75 und HCT600X+Z100 gegenüber den niedrig- und mittelfesten Werkstoffen DX54D+Z140 und H340LAD+Z100 ein bis zu 35 % höheres Schädigungsniveau aufweisen /89/.

Das Laserlötverfahren kommt hauptsächlich im Außenhautbereich der Karosserie zum Einsatz, wo Blechqualitäten mittlerer Festigkeit eingesetzt werden. Eine Vielzahl unterschiedlicher Blechqualitäten im Strukturbereich der Karosserie werden MIG-gelötet. Mit den in der vorliegenden Arbeit entwickelten niedrig legierten CuAlNi-Loten lassen sich die marktüblichen hochfesten Blechqualitäten im MIG-Lötverfahren mit hoher Qualität bei relativ geringen Lotkosten verarbeiten. Aus früheren Untersuchungen und der vorliegenden Arbeit können für das MIG-Löten hochfester Stahlbleche folgende Verarbeitungshinweise abgeleitet werden:

- Die Verwendung eines CuAl(Ni)-Lotes vermindert das Loteindringen und damit die Gefahr der Lötrissigkeit im Vergleich zu CuSi- und CuSn-Loten.
- Der Eigenspannungszustand des Grundwerkstoffes übt einen großen Einfluss auf die Qualität der Fugestelle aus. Kaltverformungen im Lötnahtbereich sowie ungünstige

Einspannverhältnisse, wie zum Beispiel bei Lochnähten mit kurzen Abständen, sind zu vermeiden.

- Der Wärmeeintrag ist unter Verwendung geeigneter Gerätetechnik und auf niedrigem Niveau angepasster Lötparameter gering zu halten.

Die Frage nach dem Einfluss von Korngrenzenschädigungen auf das Beanspruchungsverhalten ist in weiteren Untersuchungen zu klären. Das Phosphatierungsverhalten wurde am Karosserieblech DC01+ZE75/75 untersucht. Im Karosserieaußenbereich stehen die Lackanhaftung und der Korrosionsschutz besonders im Vordergrund. Deshalb beschränken sich die Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit auf diesen Bereich.

## **8. Erprobung unter seriennahen Bedingungen**

Die Vorteile des MIG- und Laserlötens im Vergleich zu den Schmelzschweißverfahren sind bereits hinreichend untersucht worden. Für den überwiegenden Teil der Anwender stehen besonders der geringe Verzug und der Korrosionsschutz infolge der unwesentlichen Beeinflussung der Zinkschicht an Dünnschichten im Vordergrund. Darüber hinaus gibt es Anforderungen seitens der Industrie, die mit speziell zugeschnittenen Loten möglich sind bzw. optimiert werden können.

### *Phosphatierungsverhalten:*

Besonders bei den Automobilherstellern kommt das Kupferlot CuSi3Mn1 als Volumenprodukt zum Einsatz. Die Qualität der Phosphatierung der Werkstoffoberfläche hat einen wesentlichen Einfluss auf die Lackhaftung und die Korrosionsbeständigkeit. Versuche bei den Anwendern haben gezeigt, dass die Phosphatschicht auf der CuSi-Oberfläche deutliche Lücken im Vergleich zu der verzinkten Oberfläche der Blechwerkstoffe aufweisen. Al- und Ni-haltige Kupferlote lassen sich deutlich besser phosphatieren. Alternativ zudem Lot CuSi3Mn1 werden in der Industrie die Legierungen CuAl8Ni2Fe2Mn2 oder CuAl5Ni2 eingesetzt. Nachteilig bei diesen Loten sind die höheren Kosten im Vergleich zu der CuSi3Mn1-Legierung. Mit den neu erschmolzenen niedrig legierten CuAlNi-Typen wurden in der vorliegenden Arbeit in ihren Eigenschaften verbesserte und kostengünstigere Legierungen entwickelt.

### *Maximale Lötgeschwindigkeit:*

Ausgangspunkt der Untersuchungen waren große Stückzahlen an Türelementen für die PKW-Karosserie eines neu geplanten BMW-Modells. Die Festigkeit ist zweitrangig, weil die Bauteile bereits im Punktschweißverfahren zusammengefügt wurden und lediglich eine Dichtnaht gefordert wird.

Versuche im Laserlötverfahren haben unter Berücksichtigung der Nahtqualität mit folgenden Loten maximale Fügegeschwindigkeiten erreicht:

Tabelle 15: Maximale Lötgeschwindigkeiten

Lot	CuNi2	CuAl5Ni2	CuSi3Mn1	CuSi2Mn1	CuAl6Mn2Ni2Fe1
Max. Lötgeschwindigkeit [m/min]	6,0	4,0	3,0	3,0	2,5

Mit der Legierung CuNi2 werden erst bei Erreichen höherer Lötgeschwindigkeiten zufriedenstellende Nahtqualitäten erzielt. Deshalb beschränken sich Anwendungen auf gerade und längere Nähte. Im MIG-Verfahren ist dieses Lot nicht einsetzbar, weil durch die eutektische Erstarrung die Gefahr von Poreneinschlüssen besteht. Bei der Betrachtung hoher Lötgeschwindigkeiten muss eine ausreichend konkave Ausbildung der Lötnaht gewährleistet werden, denn Kerbwirkungen am Nahtübergang sind inakzeptabel. Mit der Festlegung eines Grenzbenetzungswinkels von  $45^\circ$  kann das Geschwindigkeitsmaximum ermittelt werden. Das Benetzungsverhalten im Allgemeinen ist von weiteren Faktoren abhängig und wird unter Abschnitt 4.5. näher beschrieben. Im Ergebnis der Arbeit wird die CuNi2-Legierung bei Peugeot zur Erhöhung der Laserlötgeschwindigkeit im Vergleich zum Lot CuSi3Mn1 getestet.

#### *Zug- und Scherfestigkeit:*

Die in der Praxis üblichen Nahtformen sind die klassische Kehlnaht, die Kehlnaht am Überlappstoß und die Bördelnaht. Die Messwerte von Festigkeiten an I-Nähten geben unverfälschte Werte wider, die in der Regel höher ausfallen, als bei Kehlnähten am Überlappstoß oder an der Bördelnaht. In Abhängigkeit von den Festigkeitseigenschaften der Grundwerkstoffe sollen möglichst Lote mit ähnlichen Eigenschaften eingesetzt werden.

Beispielsweise wird das pressgehärtete Blech 22MnB5 für Strukturelemente innerhalb der Karoserie der SL-Klasse von Daimler besonders zur Abmilderung eines Seitencrashes eingesetzt. Die Legierung CuAl8Ni2Fe2Mn2 ist auf Grund der Festigkeitswerte von ca.  $650 \text{ N/mm}^2$  besonders geeignet, aber relativ teuer in der Herstellung.

In der vorliegenden Arbeit ist das Lot CuAl3Ni1 mit Zugfestigkeitswerten von ca.  $450 \text{ N/mm}^2$  an der I-Naht gemessen worden. Vielmals sind die Lötnahte konstruktiv so gestaltet, dass sie nicht auf dem Festigkeitsniveau des Grundwerkstoffes beansprucht werden. Für derart gelagerte Anwendungen zeigt die vorliegende Arbeit die neu entwickelten niedrig legierten CuAlNi-Legierungen als kostengünstigere Alternative.



Die niedriglegierten CuAlNi-Legierungen zeichnen sich sowohl durch eine hohe Zugfestigkeit, als auch durch gute Dehnwerte aus. Die Vorzüge dieses Legierungstyps wurden bei Magna Cosma im Vergleich zum Lot CuSi3Mn1 nachgewiesen. Die Aufgabe war, Karosserieblech mittels Lochnähten an ein Rohr zu löten. Die Legierung CuSi3Mn1 führte zu Endkraterrissen. Die Ursache hierfür wird in der festen Einspannung der in kurzen Abständen positionierten Lochnähten gepaart mit den mangelnden Festigkeits- und Dehnwerten des CuSi3Mn1 gesehen. Beim vergleichweisen Einsatz der Type CuAl3Ni1 waren keine Endkraterrisse mehr festgestellt worden.

### *Temperatureintrag*

Die eingebrachte Streckenenergie ist während des MIG- oder Laserlötprozesses geringer, als bei den Schmelzschweißverfahren. Dies wurde in entsprechenden Untersuchungen nachgewiesen und ist ein wesentlicher Grund diese Verfahren, insbesondere im Dünnblechbereich, einzusetzen. In der vorliegenden Arbeit wurde der Frage nachgegangen, in wieweit bei bestimmten Legierungskombinationen die Streckenenergie im Vergleich zum Referenzlot CuSi3Mn1 nochmals reduziert werden kann. Bei der Legierung CuAl3Ni1 konnte mittels Thermografie ein relativ geringerer Wärmeeintrag festgestellt werden. Mögliche Anwendungen sind verzugsgefährdete Bereiche im Dünnblechbereich und Lötungen an verzinkten Blechen, wo der Korrosionsschutz im Vordergrund steht. Bei bestimmten, besonders hochfesten Blechqualitäten, kann sich ein geringerer Wärmeeintrag positiv auf die Gefügeausbildung in der WEZ auswirken. Weiterführende Untersuchungen zu diesem Thema sind notwendig.

## **9. Zusammenfassung und Ausblick**

Seit vielen Jahren sind MIG- bzw. Laserlötprozesse mit Optimierungsdefizit und das in Kauf nehmen werkstoff- und prozessbedingter Nachteile ein aktuelles Thema und daher Gegenstand vieler Forschungsarbeiten. Geeignete Legierungszusammensetzungen von Kupfer-Mehrstofflegierungen bieten hier neben dem Einsatz qualitätsverbessernder Prozesseinstellungen interessante Möglichkeiten zur Verbesserung der Fügestelleneigenschaften.

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen experimenteller Untersuchungen zum MIG- und Laserlöten mit dem Ziel, die Lötnahtqualität und den Lötprozess durch eine Optimierung der Legierungs-zusammensetzung zu verbessern. Neben den bekannten Untersuchungsmethoden zur Bestimmung metallurgischer und mechanischer Eigenschaften der Lötnaht wurden weitergehende Methoden verwendet, um Verständnis der Wirkung der Legierungselemente zu erhalten.

Es wurde mit Hilfe der Bewertung der Phasendiagramme, der ermittelten Scher- und Zugfestigkeiten, der Lötgeschwindigkeit, des Temperatureintrages und der Phosphatierungsbarkeit und letztlich der Korrosionsbeständigkeit, der Einfluss der

unterschiedlicher Legierungselemente auf den Prozess und die Eigenschaften der Lötnaht nachgewiesen. Eine Zulegierung von Al- und Ni-Anteilen führte zur Erhöhung der Festigkeitseigenschaften und gleichzeitig zur Verbesserung der Phosphatierungsbarkeit. Bei ausreichendem Legierungsanteil, wie z.B. bei CuAl8Ni2Fe2Mn2, werden auch an höchstfesten Stahlblechen des Typs HDT1200M+AlSi (22MnB5) akzeptable Festigkeitswerte erreicht. Bemerkenswert ist, dass mit dem eutektischen Zweistoffsystem CuNi2 die besten Laserlötsergebnisse bei maximalen Lötgeschwindigkeiten von ca. 6 m/min erreicht worden sind. Hinsichtlich des Benetzungsverhaltens konnte kein alleiniger Einfluss des Schmelzbereiches bzw. der Fügegeschwindigkeit nachgewiesen werden. Vielmehr spielen neben der Legierungszusammensetzung besonders die Vorgänge der Grenzflächendiffusion eine wesentliche Rolle.

Eine hinreichende Aufklärung der Ursachen der Wirkungen der verschiedenen Lotlegierungen konnte erst mit der methodischen Herleitung des Einflusses der einzelnen Elemente in der Kupferlegierung im theoretischen Phasendiagramm, im Gieß- und Ziehprozess sowie während des Lötprozesses erzielt werden. Ausgehend von der erforderlichen Größe des Atomradius und der Auswahl der optimalen Bereiche in den unterschiedlichen binären Phasendiagrammen konnte eine erste Abschätzung geeigneter Legierungszusammensetzungen bei gleichzeitiger Berücksichtigung der Lotkosten vorgenommen werden.

Vor den eigentlichen Versuchen mit neu erschmolzenen Kupferloten wurden mit den handelsüblichen Legierungen CuSi3Mn1, CuAl7 und CuAl8Ni2Fe2Mn2 im Vergleich zum Schweißdraht G4Si1 Zugversuche am Überlappstoß am pressgehärteten Blech 22MnB5 durchgeführt. Erwartungsgemäß erzielte der Stahldraht mit ca. 930 N/mm<sup>2</sup> die höchsten Festigkeitswerte. Mit ca. 780 N/mm<sup>2</sup> konnten mit dem CuAl8Ni2Fe2Mn2 vergleichsweise hohe Werte erreicht werden. Hier ist der Ansatz der kontroversen Betrachtungsweise zwischen Ergebnissen bei Zugversuchen am I-Stoß und am Überlappstoß festzustellen. In weiteren Versuchen mit unterschiedlichen Loten und Grundwerkstoffen wurde auf diese konträren Prüfungsergebnisse eingegangen. Beim Vergleich der eingebrachten Streckenenergie war der Einfluss des G4Si1 um ca. 36 % höher als der des Kupferlotes.

Im weiteren Verlauf der Arbeit wurden unterschiedliche neu erschmolzene Kupferlotlegierungen sowohl im I-Stoß als auch am Überlappstoß untersucht. An fünf verschiedenen neuen Mehrstoffbronzen der Typen CuSnAg1, CuSi2Al1Mn1, CuAl3Mn1Si1, CuAl6Mn2Ni2Fe1 und CuSn6Ag1 lassen sich im MIG-Verfahren keine deutlichen Festigkeitsverbesserungen im Vergleich zu marktüblichen Loten nachweisen. Bei Versuchen im Laserlötverfahren wurden zusätzliche Beurteilungskriterien, wie z. B. die maximale Lötgeschwindigkeit, die Lackhaftung und die Reproduzierbarkeit berücksichtigt, weil konkretes Industrieinteresse vorgelegen hat. Im Ergebnis waren bei der Gesamtbeurteilung mit dem Referenzlot CuSi3Mn1 die besten Ergebnisse erzielt worden. Der entscheidende Nachteil der

mangelhaften Phosphatierungsfähigkeit von CuSi-Legierungen im Vergleich zur verzinkten Blechoberfläche war Ausgangspunkt weiterer Untersuchungen.

Mit der Bewertung der neu kreierten Lotlegierungen CuAl<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>, CuAl<sub>2</sub>Ni<sub>2</sub> und CuAl<sub>3</sub>Ni<sub>1</sub> ist der Nachweis erbracht worden, dass der Phosphatierungsprozess deutlich intensiver abläuft, als bei einer CuSi<sub>3</sub>Mn<sub>1</sub>-Legierung. Damit wird die Lackhaftung und letztlich der Korrosionsschutz an verzinkten Blechen verbessert. Die ermittelten Zugfestigkeiten der niedrig legierten CuAlNi-Lote liegen im Bereich des Referenzlotes CuSi<sub>3</sub>Mn<sub>1</sub>, bzw. teilweise darüber.

Dennoch bleiben neben der Legierungs- und Prozessanalyse schließlich auch Fragen insbesondere zum Wärmeeintrag und dessen Effekte bislang unbeantwortet. Thermografische Untersuchungen mittels Wärmebildkamera belegen einen deutlich geringeren Wärmeeintrag beim Einsatz des Lotes CuSi<sub>3</sub>Mn<sub>1</sub> im Vergleich zum Stahldraht G4Si<sub>1</sub>. Eine weitere Reduzierung des relativen Wärmeeintrages konnte bei dem Lot CuAl<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> nachgewiesen werden. Das Reflexionsverhalten und die Wärmeleitfähigkeit der untersuchten Zusatzwerkstoffe sind nicht berücksichtigt worden.

Ein Ziel der vorliegenden Arbeit war die Umsetzung maximaler Lötgeschwindigkeiten, insbesondere im Laserlötverfahren. Mit dem Referenzlot CuSi<sub>3</sub>Mn<sub>1</sub> lassen sich ca. 3 m/min Lötgeschwindigkeit bei ausreichend guter Nahtqualität umsetzen. Das Kupferlot CuAl<sub>5</sub>Ni<sub>2</sub> war bis 4 m/min einsetzbar, wobei sich die Benetzung infolge des Aluminiumanteils nachteilig auswirkt. Mit der eutektischen Lotlegierung CuNi<sub>2</sub> lassen sich Lötgeschwindigkeiten bis 6 m/min realisieren.

Mit der vorliegenden Arbeit konnte damit ein erster Ansatz für eine zusammenhängende Darstellung der Wirkungsweise der Legierungselemente und der Optimierung des Lötprozesses unter Berücksichtigung von Industrieerfordernissen und dem Kostenfaktor erarbeitet werden. Sicherlich müssen bei der Analyse des Einflusses bestimmter Parameter auf die Eigenschaften des Grundwerkstoffes noch Fragen beantwortet werden.

Dennoch stehen nun mit den Untersuchungsergebnissen Lote für ausgewählte Anforderungen, wie ausreichend hohe Festigkeit, maximale Lötgeschwindigkeit, gutes Phosphatierungsverhalten und reduzierter Wärmeeintrag, zur Verfügung. Mit der Betrachtung der theoretischen Modelle und der experimentellen Analyse der Prozesse wird nachgewiesen, dass ausgehend von der jeweiligen Anwendung die Auswahl der geeigneten Kupferlotlegierung möglich wird. Erst damit ist die Grundlage für die Optimierung einer Vielzahl von Industrieanwendungen geschaffen worden.

## 10. Anhang

Tabelle 16: Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der untersuchten Stahlsorten

Stahlsorte Kurzname	Chemische Zusammensetzung Massenanteil in % /78/, /79/, /91/, /92/											Mechanische Eigenschaften		
	C max	Si max	Mn max	P max	S max	Al	Nb + Ti max	V	Cr + Mo max	Ti max	B max	Streck- grenze R <sub>e</sub> MPa	Zugfestig- keit R <sub>m</sub> MPa	Bruch- dehnung A <sub>80</sub> %
22MnB5+AS	0,25	0,40	1,40	0,030	0,010	-	-	-	0,50	0,05	0,005 0	550 - 700	1400 - 1600	12
HC180BD+Z100	0,05	0,50	0,70	0,060	0,025	0,015						180 - 230	300 - 360	34
DX54D+Z100	0,12	0,50	0,60	0,100	0,045					0,30		120 - 180	260 - 350	39
HDT580X+ZE (DP600)	0,17	0,80	2,20	0,080	0,015	2,00	0,15	0,20	1,00		0,005	330 - 460	min. 580	19
HCT780X+Z70 (DP800)	0,18	0,80	2,50	0,080	0,015	2,00	0,15	0,20	1,00		0,005	450 - 560	min. 780	14
HCT690T + Z70 (TRIP700)	0,32	2,20	2,50	0,120	0,015	2,00	0,20	0,20	0,60		0,005	430 - 550	min. 690	23

Tabelle 17: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Lötzusatzwerkstoffe

Zusatzwerkstoff / Hilfsstoff	Al (%)	Ni (%)	Mn (%)	Fe (%)	Si (%)	Sn (%)	Ag (%)	Schmelzbereich(°C)	Rm (N/mm <sup>2</sup> )
CuSn6Ag1	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	6,0	1,0	910 - 1040	> 260
CuSi2Al1Mn	1,0	0,0	0,5	0,0	2,0	0,0	0,0	971 - 1027	> 450
CuSi2Mn1	0,0	0,0	1,0	0,0	1,8	0,2	0,0	1030 - 1050	> 285
CuSi3Mn1	0,0	0,0	1,0	<0,3	2,9	<0,2	0,0	965 - 1032	> 350
CuMn12Ni2	0,0	2,2	12,0	0,0	0,0	0,0	0,0	950 - 970	350 - 450
CuAl8Ni2Fe2Ni2	8,0	2,0	2,0	2,0	0,0	0,0	0,0	1030 - 1050	530 - 590
CuAl5Ni2	5,0	2,0	0,2	0,0	0,0	0,0	0,0	1060 - 1085	360 - 450
CuAl6Mn2Ni2Fe1	6,0	2,0	2,0	1,0	0,0	0,0	0,0	1040 - 1070	> 360
CuAl3Mn1Si1	3,0	1,0	0,0	0,0	1,0	0,0	0,0	1070 - 1080	> 320

CuAl7	8,0	0,8	0,5	0,5	0,2	0,0	0,0	1060 - 1085	360 - 450
CuAl3Ni1	3,0	1,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	1030 - 1050	> 260
CuAl2Ni2	2,0	2,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	1030 - 1050	> 260
CuAl3Ni2	3,0	2,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	1030 - 1050	> 430
CuNi2	0,0	2,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	1090	> 220
G4Si1	0,0	0,0	1,8	Rest	1,0	0,0	0,0	1450 - 1520	530 - 680
Flussmittel F200	Lythiumfluorid, Trinatriumhexafluoraluminat, Kryolith								

Tabelle 18: Prozessparameter Kehlnaht am Überlappstoß 22MnB5 + AS (pressgehärtet)

Legierung	LB-Art	Löt- geschwindigkeit (cm/min)	Drahtvorschub- geschwindigkeit (m/min)	Stromstärke I Ist (A)	Spannung U Ist (V)	Strecken- energie (kJ/cm)
CuSi3Mn1	Impuls	31,0	3,9	64	22,0	2,18
CuAl7	Impuls	30,2	3,6	61	19,7	1,91
CuAl8Ni2Fe2Mn2	Impuls	29,0	4,1	66	19,7	2,15
G4Si1	Impuls	25,0	3,1	92	19,8	3,50

Tabelle 19: Prozessparameter Kehlnaht am Überlappstoß HCT780X

Legierung	Lichtbogenart	Löt- geschwindigkeit (cm/min)	Drahtvorschub- geschwindigkeit (m/min)	Stromstärke I Ist (A)	Spannung U Ist (V)	Strecken- energie (kJ/cm)
CuSn6Ag1	cold arc (-)	54,2	3,6	64	19,0	1,35
CuSn6Ag1	Impuls Standard	54,2	3,6	63	22,0	1,53
CuSi2Al1Mn	cold arc (-)	57,8	3,6	72	16,3	1,22
CuSi2Al1Mn	Standard	54,5	3,6	69	17,7	1,34
CuSi2Mn1	cold arc (-)	56,4	3,6	66	18,0	1,26
CuSi2Mn1	Standard	56,4	3,6	54	23,2	1,33

CuSi3Mn1	cold arc (-)	56,5	3,6	56	17,7	1,05
CuSi3Mn1	cold arc (-)	56,5	3,6	50	25,9	1,38
CuMn12Ni2	Impuls Standard	51,0	3,6	60	16,3	1,15
CuMn12Ni2	cold arc (-)	51,0	3,6	56	15,4	1,01
CuAl8Ni2Fe2Mn2	Standard	58,7	3,6	87	16,8	1,49
CuAl8Ni2Fe2Mn2	cold arc (-)	57,4	3,6	57	15,6	0,93
CuAl5Ni2	Impuls Standard	57,9	3,6	75	16,5	1,28
CuAl5Ni2	cold arc (-)	58,0	3,6	77	16,3	1,30
CuAl6Mn2Ni2Fe1	Standard	58,2	3,6	69	17,1	1,22
CuAl6Mn2Ni2Fe1	cold arc (-)	58,2	3,6	70	16,9	1,22
CuAl3Mn1Si1	Impuls Standard	59,2	3,6	71	21,4	1,54
CuAl3Mn1Si1	cold arc (-)	59,2	3,6	67	17,7	1,20
CuAl7	Standard	57,2	3,6	70	18,0	1,32
CuAl7	cold arc (-)	56,2	3,6	70	18,5	1,38
G4Si1	Impuls Standard	31,0	2,2	64	14,4	1,78
G4Si1		52,2	3,0	72	20,7	1,71

















 <p>CuMn12Ni2, Impuls-LB, HCT780X</p>	 <p>CuMn12Ni2, Kurz-LB, HCT780X</p>	 <p>CuMn12Ni2, Impuls-LB, HCT690T</p>	 <p>CuMn12Ni2, Kurz-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl7, Impuls-LB, HCT780X</p>
 <p>CuAl7, Kurz-LB, HCT780X</p>	 <p>CuAl7, Impuls-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl7, Kurz-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl6Mn2Ni2Fe1, Impuls-LB, HCT780X</p>	 <p>CuAl6Mn2Ni2Fe1, Kurz-LB, HCT780X</p>
 <p>CuAl6Mn2Ni2Fe1, Impuls-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl6Mn2Ni2Fe1, Kurz-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl8Ni2Fe2Mn2, Impuls-LB, HCT780X</p>	 <p>CuAl8Ni2Fe2Mn2, Kurz-LB, HCT780X</p>	 <p>CuAl8Ni2Fe2Mn2, Impuls-LB, HCT690T</p>
 <p>CuAl8Ni2Fe2Mn2, Impuls-LB, HCT690T</p>	 <p>CuSi3Mn1, Impuls-LB, HCT780X</p>	 <p>CuSi3Mn1, Kurz-LB, HCT780X</p>		

Bild 138: Nahtoberfläche Kehlnaht am Überlappstoß HCT780X und HCT690T



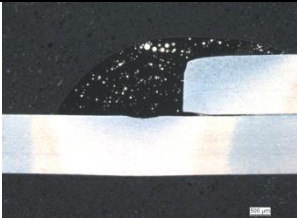
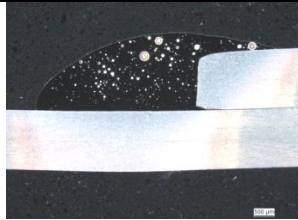
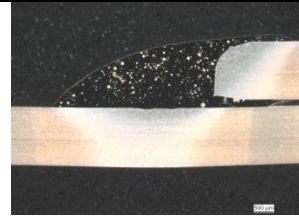
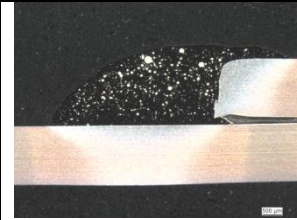
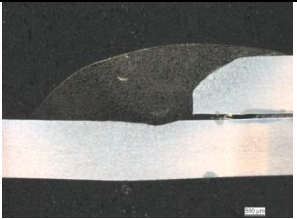
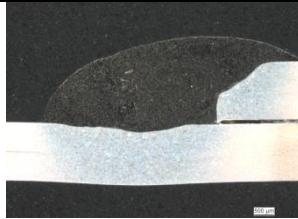
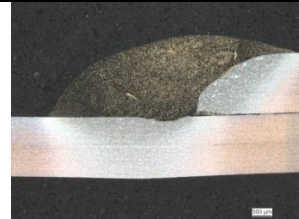

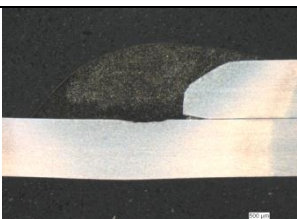


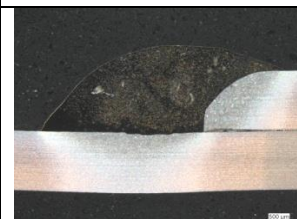

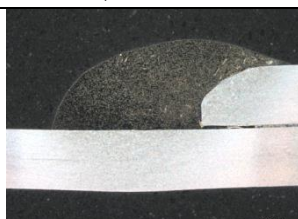
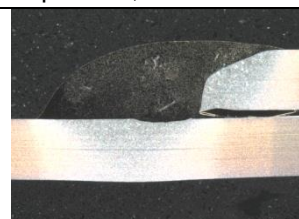
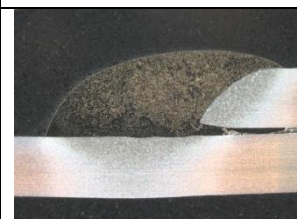


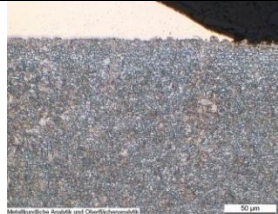
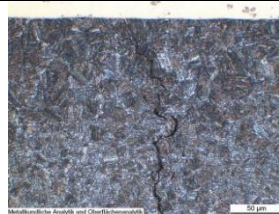
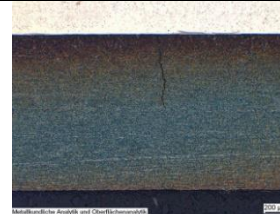
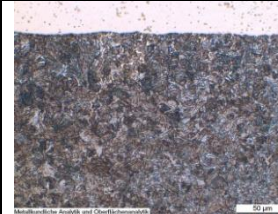
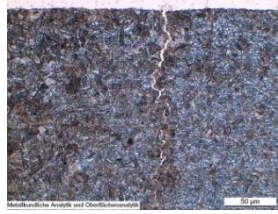
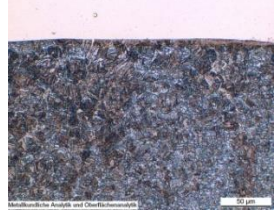
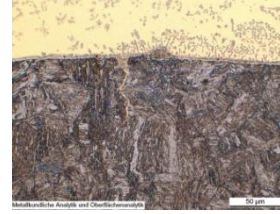
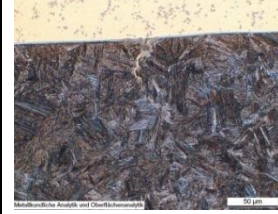


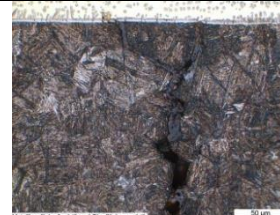
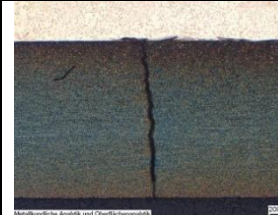
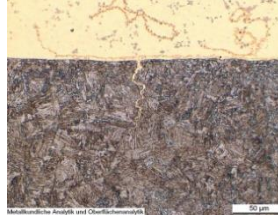

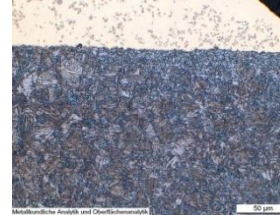

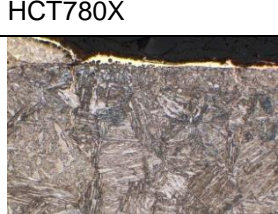
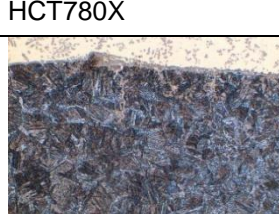
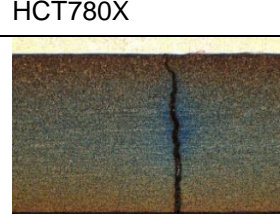

			
CuMn12Ni2, Impuls-LB, HCT780X	CuMn12Ni2, Kurz-LB, HCT780X	CuMn12Ni2, Impuls-LB, HCT690T	CuMn12Ni2, Standard-LB, HCT690T
			
CuAl7, Impuls-LB, HCT780X	CuAl7, Kurz-LB, HCT780X	CuAl7, Impuls-LB, HCT690T	CuAl7, Kurz-LB, HCT690T
			
CuAl6Mn2Ni2Fe1, Impuls-LB, HCT780X	CuAl6Mn2Ni2Fe1, Kurz-LB, HCT780X	CuAl6Mn2Ni2Fe1, Impuls-LB, HCT690T	CuAl6Mn2Ni2Fe1, Kurz-LB, HCT690T
			
CuAl8Ni2Fe2Mn2, Impuls-LB, HCT780X	CuAl8Ni2Fe2Mn2, Kurz-LB, HCT780X	CuAl8Ni2Fe2Mn2, Impuls-LB, HCT690T	CuAl8Ni2Fe2Mn2, Kurz-LB, HCT690T
			
CuSi3Mn1, Impuls-LB, HCT780X	CuSi3Mn1, Impuls-LB, HCT690T		

Bild 139: Makroschliff im Maßstab 12:1 Kehlnaht am Überlappstoß HCT780X und HCT690T



 <p>CuMn12Ni2, 500:1 Impuls-LB, HCT780X</p>	 <p>CuMn12Ni2, 500:1 Kurz-LB, HCT690T</p>	 <p>CuMn12Ni2, 50:1 Kurz-LB, HCT690T</p>	 <p>CuMn12Ni2, 500:1 Impuls-LB, HCT690T</p>
 <p>CuMn12Ni2, 500:1 Impuls-LB, HCT690T</p>	 <p>CuMn12Ni2, 500:1 Kurz-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl7, 500:1 Impuls-LB, HCT780X</p>	 <p>CuAl7, 500:1 Impuls-LB, HCT690T</p>
 <p>CuAl7, 500:1 Standard-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl7, 50:1 Standard-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl7, 500:1 Standard-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl7, 50:1 Standard-LB, HCT690T</p>
 <p>CuAl6Mn2Ni2Fe1 500:1, Impuls-LB, HCT780X</p>	 <p>CuAl6Mn2Ni2Fe1 500:1, Impuls-LB, HCT780X</p>	 <p>CuAl6Mn2Ni2Fe1 500:1, Kurz-LB, HCT780X</p>	 <p>CuAl6Mn2Ni2Fe1 500:1, Impuls-LB, HCT690T</p>
 <p>CuAl8Ni2Fe2Mn2, 500:1, Impuls-LB, HCT780X</p>	 <p>CuAl8Ni2Fe2Mn2, 500:1, Impuls-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl8Ni2Fe2Mn2, 50:1, Impuls-LB, HCT690T</p>	 <p>CuAl8Ni2Fe2Mn2, 500:1, Kurz-LB, HCT690T</p>

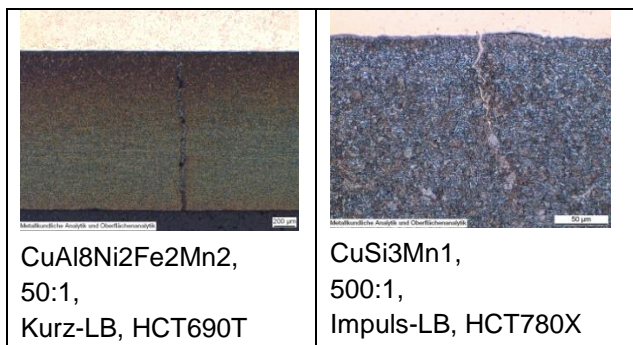
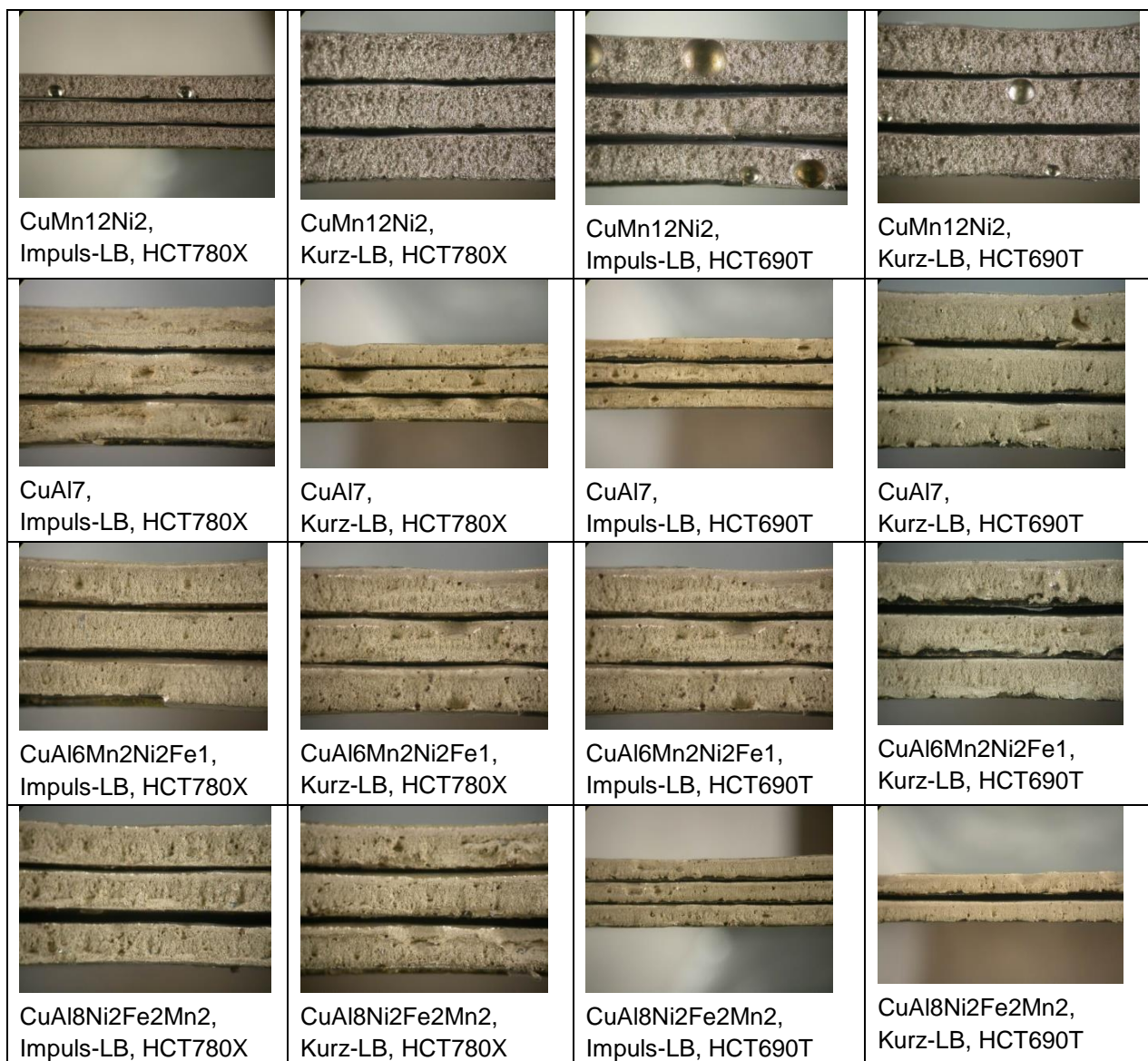


Bild 140: Schliff im Maßstab 500:1 bzw. 50:1 Kehlnaht am Überlappstoß HCT780X und HCT690T





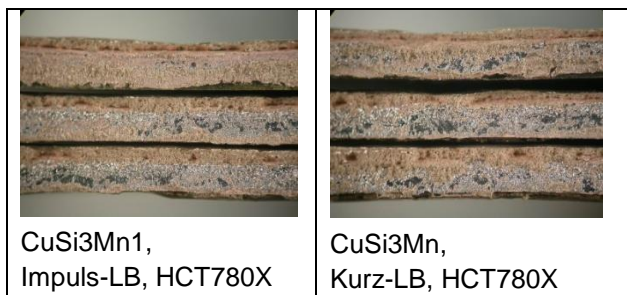


Bild 141: Bruchbild Kehlnaht am Überlappstoß HCT780X und HCT690T

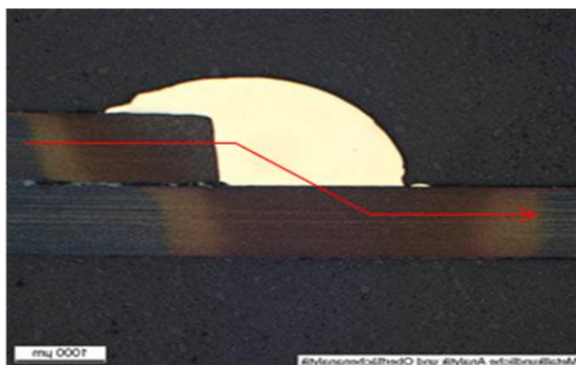


Bild 142: Typischer Messverlauf für die Härteermittlung

Tabelle 20: Härtewerte im Nahtverlauf Kehlnaht am Überlappstoß HCT780X

Zusatzwerkstoff	Stromart / Polung	Härte HV1							
		Ø	min	max	Mittelwert	max	max	min	Ø
		GW1	WEZ1	WEZ1	Lot	Lot	WEZ2	WEZ2	GW2
CuSn6Ag1	cold arc (-)	241	216	334	100	107	324	216	239
CuSn6Ag1	Standard	233	216	373	107	113	351	214	235
CuSi2Al1Mn	cold arc (-)	245	224	407	129	146	377	226	242
CuSi2Al1Mn	Standard	237	216	389	137	146	369	217	240
CuSi2Mn1	cold arc (-)	239	223	385	130	136	365	219	243

CuSi2Mn1	Standard	240	226	398	141	149	344	232	252
CuSi3Mn1	Standard	253	226	389	140	144	333	223	245
CuSi3Mn1	Standard	231	229	418	142	157	337	214	236
CuSi3Mn1	cold arc (-)	243	224	389	143	160	365	219	250
CuMn12Ni2	cold arc (-)	245	234	411	113	117	358	226	248
CuMn12Ni2	Standard	239	223	377	108	128	344	224	249
CuAl8Ni2	cold arc (-)	251	238	398	171	176	389	230	250
CuAl8Ni2	Standard	243	228	416	179	190	385	219	241
CuAl5Ni2	cold arc (-)	236	219	381	138	155	377	212	238
CuAl5Ni2	Standard	237	226	385	127	149	385	216	237
CuAl6Mn2Ni2Fe1	cold arc (-)	248	234	385	138	148	398	223	242
CuAl6Mn2Ni2Fe1	Standard	241	224	385	132	146	390	214	240
CuAl3Mn1Si1	cold arc (-)	249	240	440	147	155	351	217	231
CuAl3Mn1Si2	Standard	237	226	398	136	150	381	216	244
CuAl8	cold arc (-)	225	218	397	143	150	405	217	241
CuAl8	Standard	239	223	400	150	162	393	219	234
G4Si1	Standard	224	202	383	243	252	366	199	238

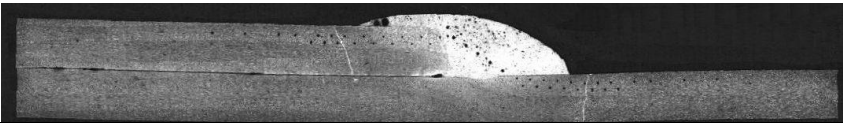
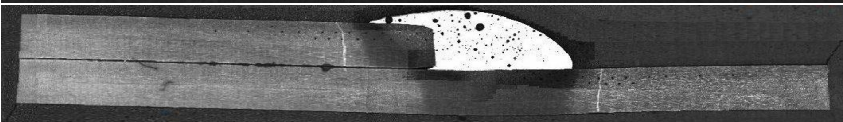
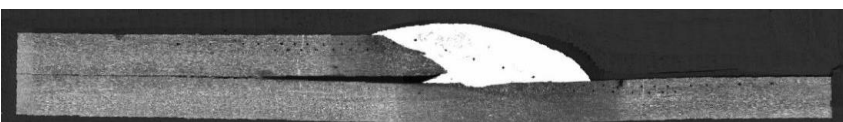

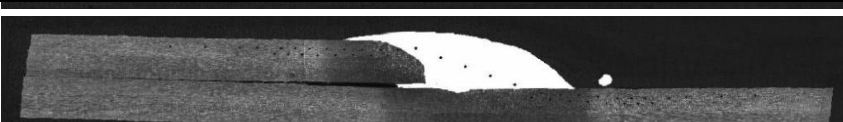
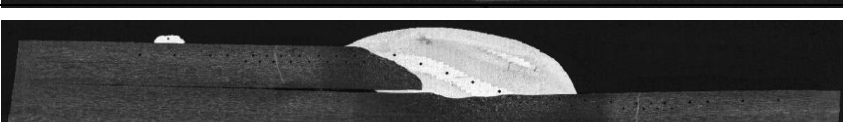


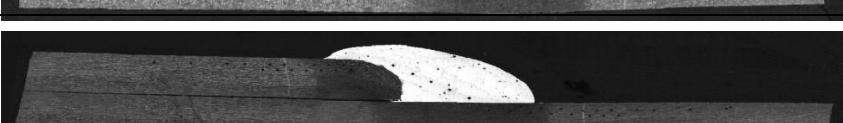
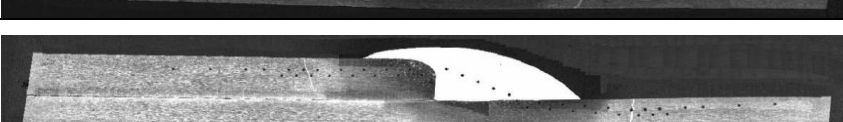
	CuMn12Ni2 HCT780X Impuls-LB
	CuMn12Ni2 HCT780X KLB
	CuAl8Ni2 HCT780X Impuls-LB
	CuAl8Ni2 HCT780X KLB
	CuAl8 HCT780X Impuls-LB
	CuAl8 HCT780X KLB
	CuAl6Mn2Ni2Fe1 HCT780X Impuls-LB
	CuAl6Mn2Ni2Fe1 HCT780X KLB
	CuSi3Mn1 HCT780X Impuls-LB
	CuSi3Mn1 HCT780X KLB

Bild 143: Makroschliff im Maßstab Kehlnaht am Überlappstoß HCT780X im Kurz- und Impulslichtbogen


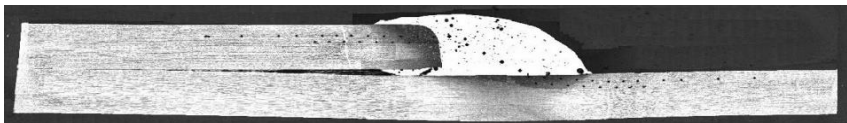

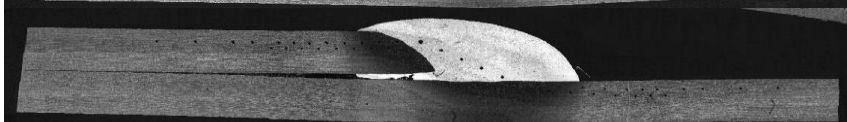



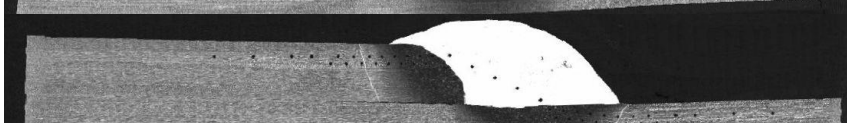
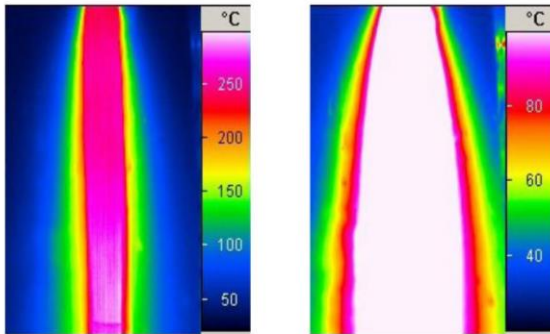
	CuMn12Ni2 HCT690T Impuls-LB
	CuMn12Ni2 HCT690T KLB
	CuAl8Ni2 HCT690T Impuls-LB
	CuAl8Ni2 HCT690T KLB
	CuAl8 HCT690T Impuls-LB
	CuAl8 HCT690T KLB
	CuAl6Mn2Ni2Fe1 HCT690T Impuls-LB
	CuAl6Mn2Ni2Fe1 HCT690T KLB

Bild 144: Makroschliff im Maßstab Kehlnaht am Überlappstoß HCT690T im Kurz- und Impulslichtbogen



Thermografieaufnahme, dargestellter Bereich der Lötnaht 40-160 mm Nahtlänge:



Temperaturskalierung 20...300°C

Temperaturskalierung 20...100°C

Temperaturprofil quer zur Lötnaht, jeweils bei Lötnahtlänge 100 mm:

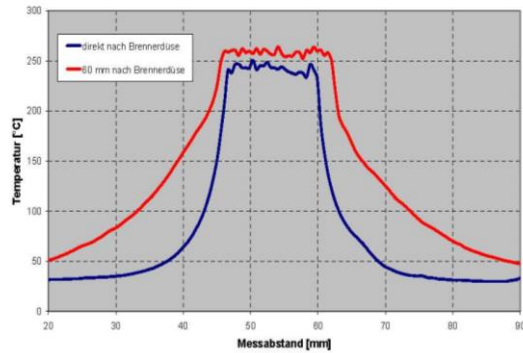
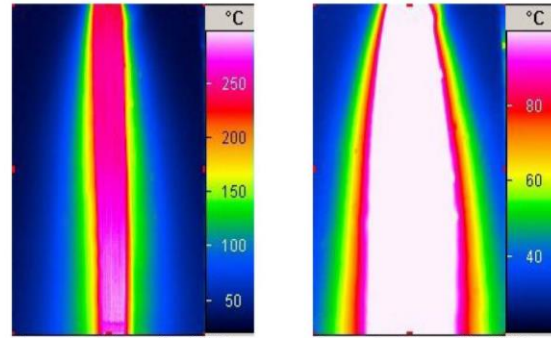


Bild 145: Thermografie-Aufnahme, Kehlnaht am Überlappstoß; G3Si1; 62 cm/min

Thermografieaufnahme, dargestellter Bereich der Lötnaht 40-160 mm Nahtlänge:



Temperaturskalierung 20...300°C

Temperaturskalierung 20...100°C

Temperaturprofil quer zur Lötnaht, jeweils bei Lötnahtlänge 100 mm:

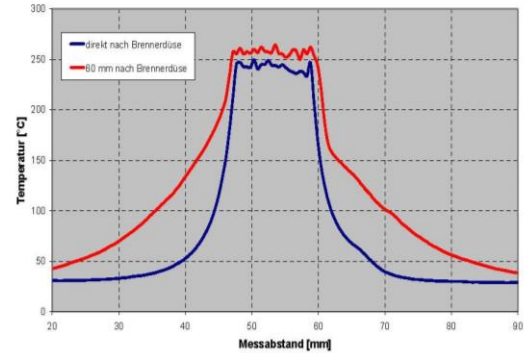
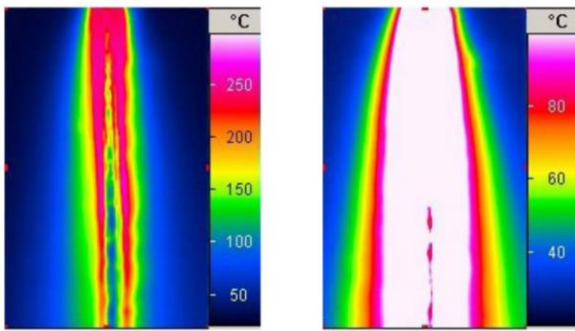


Bild 146: Thermografie-Aufnahme, Kehlnaht am Überlappstoß; G3Si1; 52 cm/min

Thermografieaufnahme, dargestellter Bereich der Lötnaht 40-160 mm Nahtlänge:



Temperaturskalierung 20...300°C

Temperaturskalierung 20...100°C

Temperaturprofil quer zur Lötnaht, jeweils bei Lötnahtlänge 100 mm:

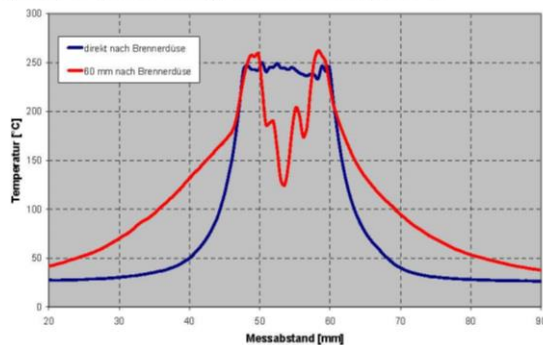
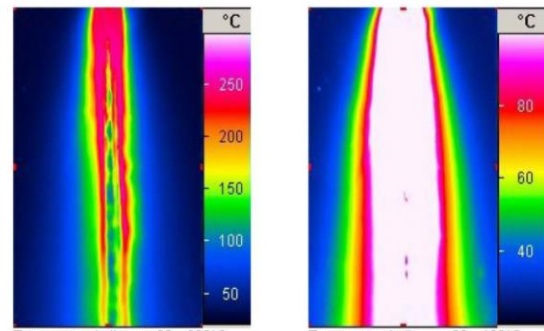


Bild 147: Thermografie-Aufnahme, Überlappnaht CuSi3Mn1, 60 cm/min

Thermografieaufnahme, dargestellter Bereich der Lötnaht 40-160 mm Nahtlänge:



Temperaturskalierung 20...300°C

Temperaturskalierung 20...100°C

Temperaturprofil quer zur Lötnaht, jeweils bei Lötnahtlänge 100 mm:

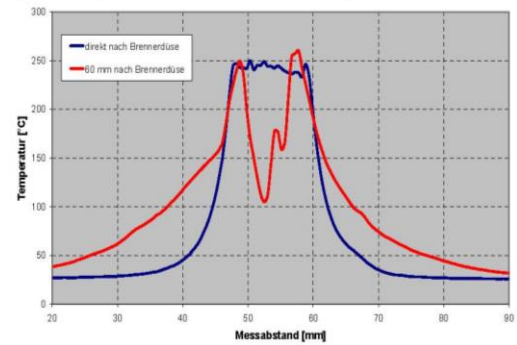
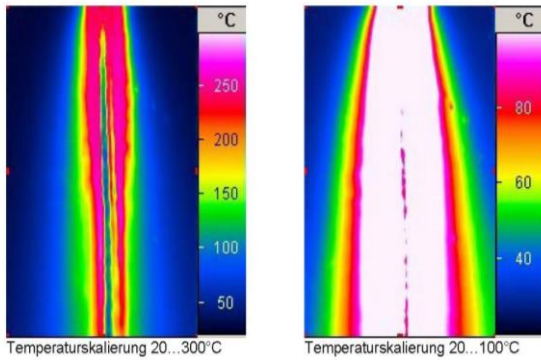


Bild 148: Thermografie- Aufnahme, Überlappnaht CuSi3Mn1, 72 cm/min

Thermografieaufnahme, dargestellter Bereich der Lötnaht 40-160 mm Nahtlänge:



Temperaturprofil quer zur Lötnaht, jeweils bei Lötnahtlänge 100 mm:

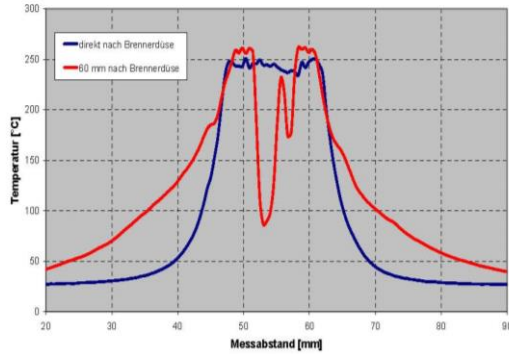
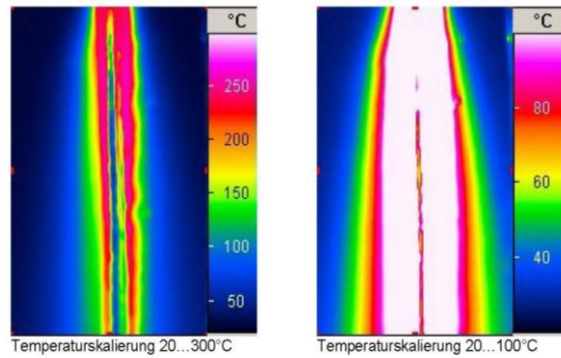


Bild 149: Thermografie-Aufnahme, Überlappnaht, CuAl3Ni2, 60 cm/min

Thermografieaufnahme, dargestellter Bereich der Lötnaht 40-160 mm Nahtlänge:



Temperaturprofil quer zur Lötnaht, jeweils bei Lötnahtlänge 100 mm:

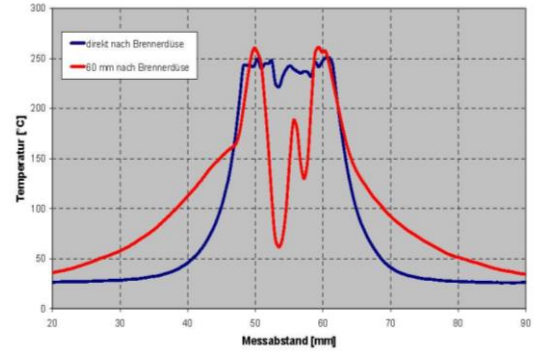


Bild 150: Thermografie-Aufnahme, Überlappnaht, CuAl3Ni2, 72 cm/min

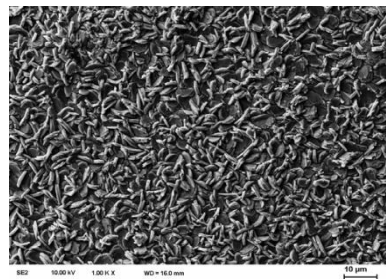
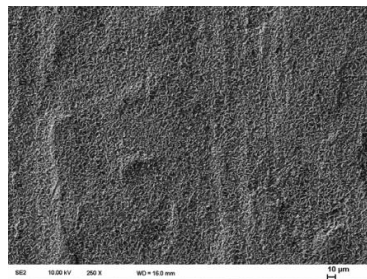
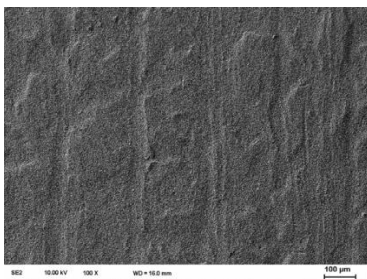


Bild 151: REM-Oberflächenaufnahmen der Phosphatierung auf der Blechoberfläche DC01+ZE

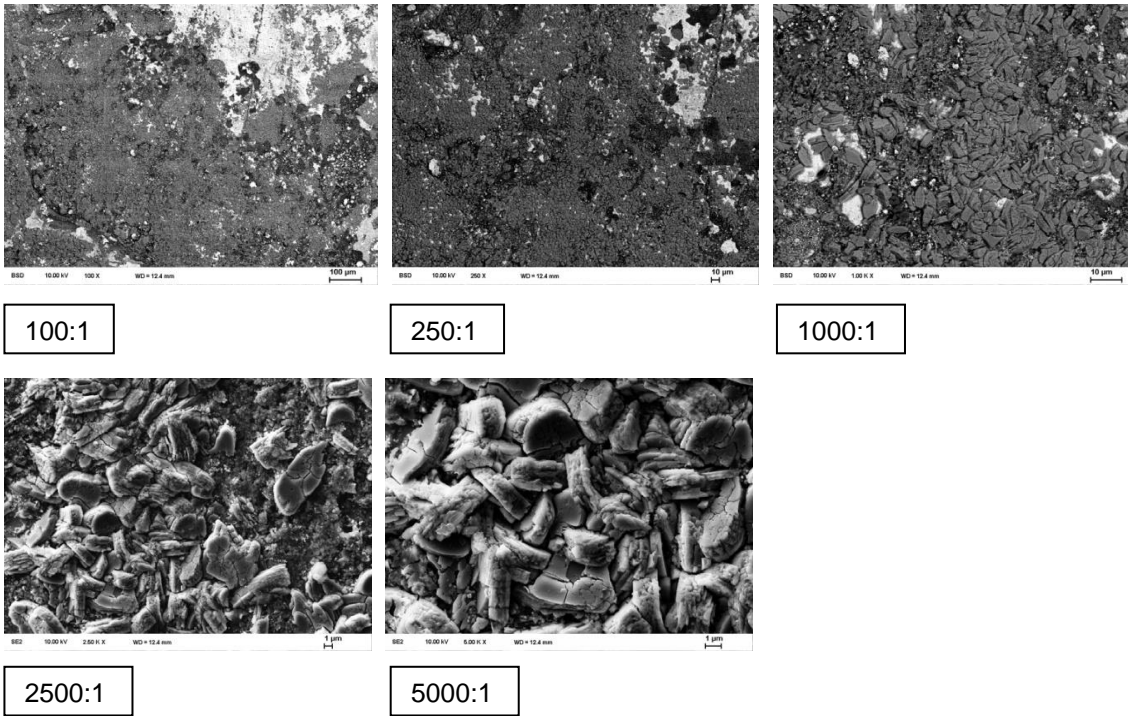


Bild 152: REM-Oberflächenaufnahmen der Phosphatierung auf dem Fügebereich des Lotes CuSi<sub>3</sub>Mn<sub>1</sub>

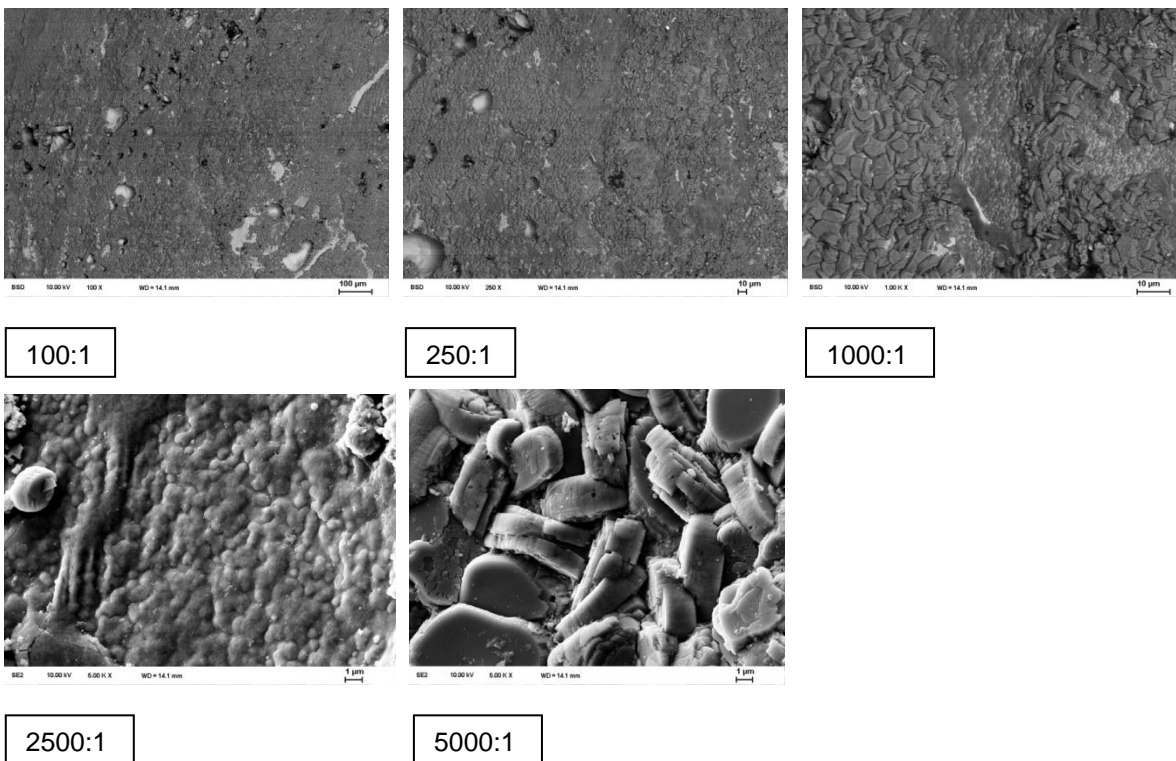


Bild 153: REM-Oberflächenaufnahmen der Phosphatierung auf dem Fügebereich des Lotes CuAl<sub>2</sub>Ni<sub>2</sub>



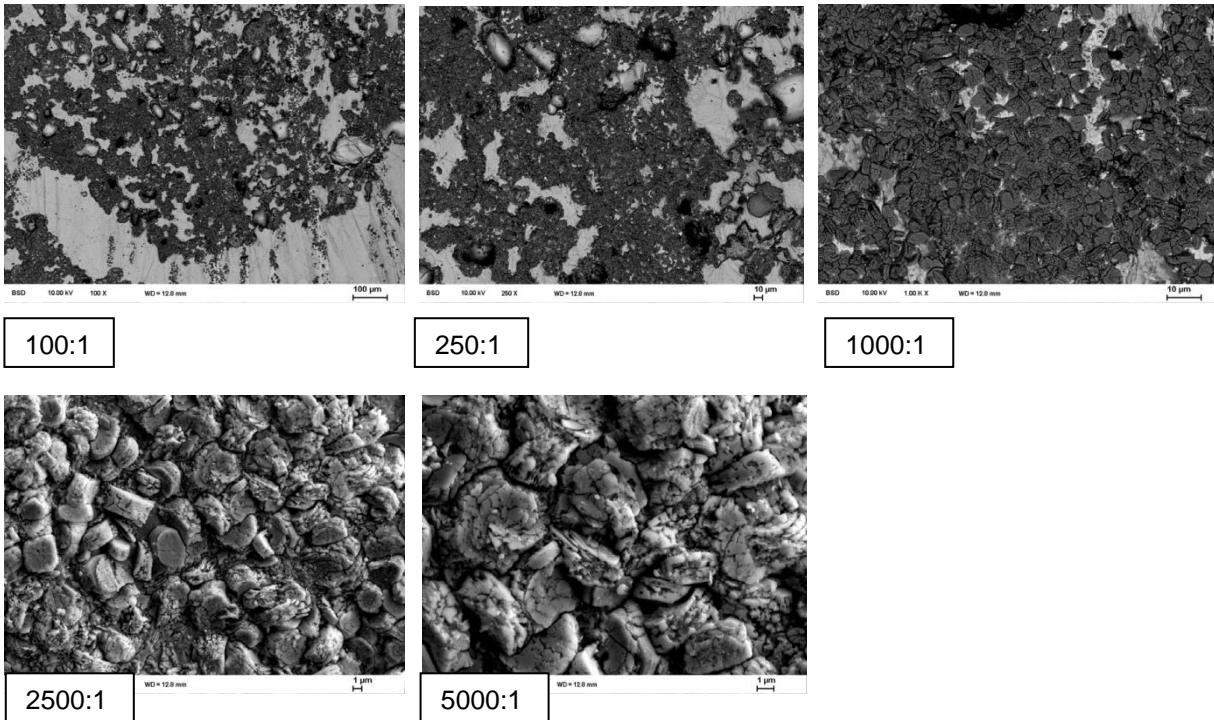


Bild 154: REM-Oberflächenaufnahmen der Phosphatierung auf dem Fügebereich des Lotes CuAl3Ni1



HCT780X

CuAl3Ni1 + FM

CuAl3Ni1

CuAl3Ni2



CuAl8Ni2 + FM

CuAl3Ni2 + FM

CuAl2Ni2 + FM

CuAl2Ni2

Bild 155: Zugproben, Stumpfstoß, taillierte Probe, GW: HCT780X



CuAl3Ni1

CuAl3Ni1 + FM

CuAl3Ni2

CuAl2Ni2



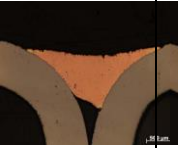
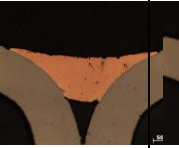
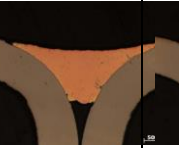
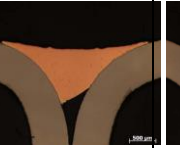
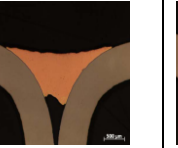
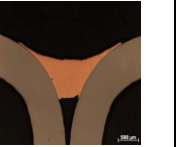
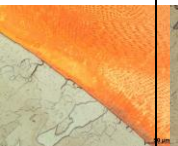
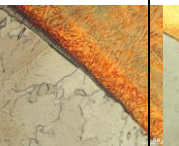
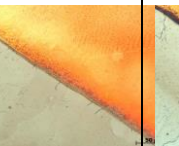
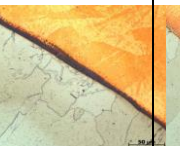
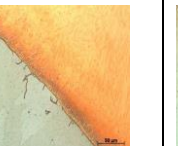

CuAl2Ni2 + FM



CuAl3Ni2 + F200

Bild 156: Zugproben, Kehlnaht am Überlappstoß, taillierte Probe, GW: DC01+ZE

Tabelle 21: Parameter und Schliffbilder des Lotes CuNi2 bei unterschiedlichen Laserlötparametern

Proben-Nr.	1	2	3	4	5	6
V <sub>L</sub>	2	4	4	4	6	6
V <sub>D</sub>	2	4	4	4	6	4
P <sub>L</sub>	1500	3000	2800	3200	4000	4000
R <sub>m</sub>	256,9	249,7	225,4	245,3	221,2	227,0
R <sub>p0,2</sub>	169,1	169,9	176,5	168,2	172,6	182,9
Schliffbild Makro						
Schliffbild Mikro						

## Literaturverzeichnis

- /1/ Ebbinghaus, M., Hackl, H., Lahnsteiner, R.: MIG-Brazing of galvanized sheet metals and profiles. San Francisco, 1997, p. 121-137, IIW doc. XII-1501-97.
- /2/ Lahnsteiner, R.: MSG-Löten in Theorie und Praxis. Fronius Schweißtechnik Deutschland GmbH Kaiserslautern, Vortrag Dünnsblech-Tagung München, 2000.
- /3/ Knopp, N., Killing, R.: Hartlöten verzinkter Feinbleche mit dem Lichtbogen – sicher und wirtschaftlich (Teil 1). Der Praktiker, 12 (2003), S. 366 ff
- /4/ Prinz, H.-D.: Das MIG-Löten verzinkter Bleche. Fontargen-Produktinformation, Eisenberg, Nr. 4 (1996)
- /5/ Öffinger, F.: WIG-Löten im Karosseriebau. Daimler Chrysler AG Sindelfingen, Vortrag Dünnsblech-Tagung München, 2000
- /6/ Knopp, N., Killing, R.: Lichtbogenhartlöten – Innovativ, sicher und wirtschaftlich. EWM-Mitteilung, Hightec Welding GmbH, Splingen, 2003.
- /7/ Radscheit, C., Müller-Rogait, J.: Plasma-Löten – Grundlagen und Einsatz. Volkswagen AG Wolfsburg, Vortrag Dünnsblech-Tagung, München, März 2000
- /8/ Bouaifi, B.: Wärmearmes Fügen von oberflächenbeschichteten Feinblechwerkstoffen durch Plasma-Löten. Jahrbuch Schweißtechnik 2000, DVS-Verlag, Düsseldorf, (2000), ISBN 3-87155-780-3, S.115 ff
- /9/ Dilthey, U.: GMA-Brazing of coated Steel Plates - An Alternative Joining Technology. ISF, University of Aachen, 2003, IIW Doc. XII-1780-03.
- /10/ Gawrysink, W.: Technology of the arc braze welding process, Recommendations and examples of industrial applications. Welding International, 2006, 20 (1) 10-16.
- /11/ Prinz, H.-D., Ebbinghaus, M.: MIG-Löten verzinkter Stähle - besonders für den Automobil-Leichtbau. Fontargen-Produktinformation, Eisenberg, Nr.7, 1998
- /12/ Albrecht, V.: Leichte Bleche - schwer herzustellen. Blech, Rohre, Profile. Ausgabe 5 (2007), S. 38 ff
- /13/ Teßmar, V., Jüttner, S.: Entwicklungen und Anwendungspotentiale der Lichtbogentechnologien für die zukünftige Automobilfertigung. Dresdner Fügetechnisches Kolloquium, 2006.
- /14/ Bothfeld, R.: Historie der modernen Stahlwerkstoffe. Schweiß-Zeit, Hamburg, 2006.
- /15/ Cazes, C.: Immer leichtere Strukturen aus immer höherfesten Stählen. Newsletter Arcelor Auto, Luxembourg, 2005



- /16/ v. Löhneysen, H., Prange, W., Wonneberger, I.: Das ULSAB-Projekt - Die Tür zum Stahl-Leichtbau. Dünoblechtagung in München, 2001
- /17/ Kollek., R. Tools & Forming. Einführung in den Maschinenbau. TU Graz, 2006
- /18/ Woestmann, H.: Moderne Stahlfeinbleche für den Automobilleichtbau „Aktueller Stand und Ausblick in die Zukunft“. Erfahrungsaustauschgruppe PZS-Werkzeuge, Lüdenscheid, 2005.
- /19/ Kollek, R.: Neuere Entwicklungen in der Werkzeug- und Umformtechnik. TU Graz, Institute Tools & Forming, 2006
- /20/ Gerber, T., Teller, T., Menne, M., Schaumann, T.: Stand und Entwicklung von Stahlwerkstoffen. Vortrag zur Tagung Dünoblechverarbeitung, Erding, 1998
- /21/ N.N.: Potential for Mn in new automotive steels. Arcelor product information. Luxembourg, 2007
- /22/ Lakata, W.: Maßgeschneiderte Werkstoffe aus Stahl für die Automobilindustrie. Untersuchungsbericht Voestalpine, Linz, 2006
- /23/ N. N.: Umformverhalten höher- und höchstfester Mehrphasenstähle. Produktinformation Thyssen Krupp Stahl AG, Duisburg, 1999
- /24/ N.N., Presshärten im Trend. Neff Produktinformation, Karlsruhe, Ausgabe März 2008
- /25/ N.N.: Entwicklung einer belastungsangepassten B-Säule mit verbessertem Seitencrashverhalten im Hinblick auf neue Crashanforderungen (P679). Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V., Düsseldorf, Ausgabe 1/2008
- /26/ Kuhn. D.: Form- und Presshärten für hochbelastbare Strukturteile. Maschinenmarkt, Würzburg, März 2007
- /27/ N.N.: Eine neue Qualität bei Salzgitter: 22MnB5, der kaltgewalzte borlegierte Vergütungsstahl. Unternehmensveröffentlichung Salzgitter-Flachstahl, Salzgitter, 2006
- /28/ Stiaszny, P., Pichler, A., Tragl, E., Spindler, H., Szinyur, J.: Höher- und höchstfeste Feinbleche: Legierungsdesign, Herstellrouten, Eigenschaften. Dünoblechtagung, München, März 2001
- /29/ Eyl, G., Stegmann, T.: Vortrag auf der Tagung „Neues zum Schweißen von Leichtbauwerkstoffen“. SLV München, März 1998
- /30/ Leuschen, B.: Höherfeste und hochfeste Stahlwerkstoffe im Karosseriebau. Dünoblechverarbeitung. Vorträge der gleichnamigen Tagung in Erding, März 1998, S. 85 ff
- /31/ N.N.: Moderne Werkstoffkonzepte und Verarbeitungstechniken öffnen neue Märkte. Stahl 2000, Nr. 1, S. 43 ff

- /32/ Leuschen, B. u. B. Hopf: Fügen von Stahl, Aluminium und deren Kombinationen – Karosserie-Fügeverfahren im Vergleich, VDI Berichte 1264, S. 113 ff
- /33/ Friedrich, M.E., Meschud, G.: Zukünftige Werkstoffe und Fügekonzepte im Automobilbau. Stahl, Nr. 4, 2003
- /34/ Quintino, L., Pimenta, G., Iodachescu, D., Miranda, R.M., Pépe, N.V.: MIG Brazing of Galvanized Thin Sheet Joints for Automotive Industry. Materials and Manufacturing Processes, Volume 21, Issue 1 January 2006, pages 63 - 73
- /35/ Chovet, C., Guiheux, S.: Possibilities offered by MIG and TIG brazing of galvanized ultra high strength steels for automotive applications. Metallurgia Italiana, ISSN 00260843, vol. 98 no.7, page 47-54, 2006
- /36/ Rosert, R., Winkelmann, R.: Löten hochfester Stahlfeinbleche. Schweißen und Schneiden. Düsseldorf, 54 (2002) Heft 5, S. 246 - 251
- [37/ Austerhoff, N., Rostek, W.: Hot-stamping und Wärmebehandlung von höchstfesten Stählen am Beispiel von Karosserie- und Fahrwerksbauteilen. 5. Europäische Karosserie-Leichtbau-Konferenz, Bad Nauheim, Juni 2002
- /38/ Lenze, F.-J.: Herstellung von Karosseriebauteilen aus warmgeformten höchstfesten Stahlwerkstoffen. ThyssenKrupp Steel, Erlangen, November 2006
- /39/ Nicolas, J., Lety, J. J., Thyssenkrupp Sofedit. Lenze, F.-J., Sikora, S.: Einsatz pressgehärteter höchstfester Stahlwerkstoffe in der Großserienfertigung von Karosseriebauteilen. EFB-Kolloquium Blechverarbeitung, Fellbach, 2007, ISBN: 978-3-86776-221-2
- /40/ Kersche, A., Trube, S.: Schutzgase zum MSG-Löten. Sonderdruck No. 50/02. Höllriegelskreuth, 2008
- /41/ Hedegard, J. 1., Nermann, P. 1., Andersson, J. 1., Tolf, E. 1., Öhmann, E. 2.: (1 SIMR Joining Technology Centre and KTH Brinell Centre; 2 KTH; Sweden), High Quality Joining of Galvanised Steels, JOM 11 International Conference, Helsingor, Denmark (2003).
- /42/ Sroka, U., Hildebrandt, B.: "MSG-Löten" statt Schweißen. Messer Mitteilung Gas Aktuell 61, Krefeld, Veröffentlichungs-Nr. 0.813.488.2081/II/1. G&P
- /43/ Dorn, L., Momeni, K.: Metall-Schutzgasschweißen verzinkter Feinbleche mit speziellen Kupferbasiszusatzwerkstoffen. Schweißen und Schneiden 46 (1994) Heft 10, S. 481 - 485
- /44/ Fontargen: Technischer Bericht Nr. II - 31/98 über die Eignungsprüfung der Drahtelektrode A 202 M, Interne Untersuchung, TÜV Pfalz e. V. Kaiserslautern, September 1998

- /45/ Prinz, H.-D.: TÜV-Zulassung für das MIG-Löten verzinkter Stähle mit A 202 M. Produktinformation Fontargen GmbH, Ausgabe August 1997
- /46/ Herold, H.: MIG-Lötverbindungen - Besonderheiten und Eigenschaften. DVS- Band 204, Düsseldorf, 1999
- /47/ Stahl-Eisen-Werkstoffblatt SEW 094. Kaltgewalztes Band und Blech mit höherer Streckgrenze zum Kaltumformen aus phosphorlegierten Stählen sowie aus Stählen mit zusätzlicher Verfestigung nach Wärmeeinwirkung (Bake-Hardening), 1. Ausgabe, Juli 1987
- /48/ Sepur, S.: Entwicklung einer multifunktionalen Beschichtung für die Kaltumformung und Formhärtung von höchstfesten Vergütungsstählen. TechPortal Oberflächentechnologie, VDI Technologiezentrum. März 2005
- /49/ Albrecht, V.: EFB - Europäische Forschungsgemeinschaft: Leichte Bleche schwer herzustellen. Blech Rohre Profile, 5-2007, S. 36 - 41
- /50/ Kollek, R.: Prozesskette Fertigung temperiertes Werkzeug. Institute Tools & Forming, TU Graz, 2007
- /51/ N.N.: Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts. Stamping Journal, Januar 2007
- /52/ Fontargen: Technischer Bericht Nr. II - 31/98 über die Eignungsprüfung der Drahtelektrode A 202 M. Interne Untersuchung, TÜV Pfalz e.V. Kaiserslautern, September 1998
- /53/ Drahtzug Stein: Schweißprotokolle über den Vergleich von Kupferbasis-Fülldrähten mit Massivstahldraht, Interne Untersuchung, Altleiningen, 2011
- /54/ Wehner, H., Wittmann, H.-P.: Schwarz-Rot-Verbindungen. Messer Griesheim-Produktinformation, DVS-Verlag, Düsseldorf, Bericht 74, 1982
- /55/ v. Franqué, O.: Schweißen von Kupfer und Kupferlegierungen. Deutsches Kupferinstitut E. V. Berlin, 5. Auflage, ISBN 3-921505-00-3, 1978
- /56/ Savage, W.F., Nippes, E.F., Stanton, R.P.: Intergranular Attack of Steel by Molten Copper. Welding Research Supp., (1978) 1, 9-s/16-s
- /57/ Müller, W.; Müller, J.-U.: Löttechnik: Leitfaden für die Praxis. Düsseldorf; Deutscher Verband der Schweißtechnik, DVS-Verlag, 1995.
- /58/ Schmid, P.: Neue Entwicklungen und Anwendungen auf dem Gebiet des Lichtbogen-Lötens. Produktinformation Fronius GmbH, Wels, November 2003
- /59/ Prinz, H.-D., Ebbinghaus, M.: MIG-Löten verzinkter Stähle – besonders für den Automobil-Leichtbau. Fontargen-Produktinformation, FE-Aktuell, Ausgabe Nr. 7, April 1998

- /60/ Radscheit, C.: Fügen von verzinkten Feinblechen. Hausinterne Information Volkswagen AG, Wolfsburg, DS 00 10086, S. 233 – 240
- /61/ Bertelsbeck, S.: Laserstrahlhartlöten höherfester Stahlwerkstoffe. Diplomarbeit. Angefertigt bei Thyssen Laser-Technik GmbH, Aachen, September 2002
- /62/ Dorn, L., Jafari, S., Hofmann, F.: Ein Vergleich zwischen Laserstrahlschweißen und -löten von Cr-Ni-Stählen. DVS 225, Düsseldorf, S. 361 - 366.
- /63/ Haldenwanger, H.-D., Schmid, G., Korte, M., Bayerlein, H.: Laserstrahlhartlöten für Karosseriesichtteile in Class-A-Oberflächenqualität. DVS 204, Düsseldorf, S. 191 - 196.
- /64/ Löffler, K.: Wold-Premiere! Laserapplications Golf V: Concept and implementation in production. VW AG. Automotive circle international Conference, Bad Nauheim, Januar 2004.
- /65/ Böhm, K., Reibel, J., Hein, S.: Der neue Audi A 3 - Laserschweißapplikationen. Audi AG. Automotive circle international Conference, Bad Nauheim, Januar 2004.
- /66/ Schubert, H.: New Challenges in Laser Brazing with adaptive systems. Daimler Chrysler AG. Automotive circle international Conference, Bad Nauheim, Januar 2004.
- /67/ Hofmann, P.: Weiterentwickelte Lasersystemtechnik für anspruchsvolle Löt Aufgaben. Erlas GmbH. Automotive circle international Conference, Bad Nauheim, Januar 2004.
- /68/ Hornig, H.: Praxis des Laserstrahlötens im Fahrzeugbau. Strahltechnik Band 28, BIAS Verlag, Bremen, 2006, ISBN 3-933762-18-9
- /69/ Larsson, J.K.: Overview of Joining Technologies in the Automotive Industry, Welding in World, p. 33 - 249, Volvo Car Corp., IIW-Doc. CONF-2002-20 & CONF-2002-D1
- /70/ Masing, G.: Handbuch der Metallphysik. Band II Die heterogenen Gleichgewichte. Akademische Verlagsgesellschaft M.b.H. Leipzig, 1937
- /71/ Schikorr, W.: Fertigungstechnik I. Urformen / Gießen von Kupferlegierungen. Lehrskript, FH Stralsund, S. 41 – 46, 1986
- /72/ Hansen, M.: Constitution of binary alloys. McGraw-Hill Book Company, New York, Toronto, London, 1958
- /73/ Langer, J.: Kupferwerkstoffe für Steckverbinder, Kontaktfedern und Systemträger. Betriebsmitteilung Sundwiger Messingwerk GmbH & Co. KG, Hemer, August 2000
- /74/ Dies, K.: Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1967

- /75/ N. N.: Kupfer-Aluminium-Legierungen, Eigenschaften, Herstellung, Verarbeitung, Verwendung. Deutsches Kupferinstitut, Düsseldorf, Best.-Nr. I.006, Auflage 3/2010
- /76/ N.N.: Moderne Werkstoffkonzepte und Verarbeitungstechniken öffnen neue Märkte. Stahl, Düsseldorf, Nr. 1 (2000), S. 43 – 46
- /77/ Steininger, B.: Ermittlung der Prozessfähigkeit verschiedener Lotzusatzwerkstoffe zum Laserstrahllöten im Fahrzeugbau. Diplomarbeit, Fontargen GmbH und BMW AG München, August 2008
- /78/ DIN EN 10346: Kontinuierlich schmelztauchveredelte Flacherzeugnisse aus Stahl – Technische Lieferbedingungen, Deutsche Fassung EN 10346, Juli 2009
- /79/ N.N.: Werkstoffblatt-Vergütungsstahl, borlegiert zum Kaltumformen mit anschließender Warmumformung (presshärtbar) in kaltgewalzter Ausführung. Unternehmens-Veröffentlichung Salzgitter-Flachstahl, Ausgabe November 2005
- /80/ Schiesl, G., Possehn, T., Heller, T., Sikora, S.: Manufacturing a roof frame from ultra light-strength steel materials by hot stamping. ThyssenKrupp Steel AG, Dortmund, 2004
- /81/ N. N.: EWM-coldArc; Unternehmensveröffentlichung; Mündersbach; 11/2007
- /82/ Opterbecke, T., Fortain, J. M., Ollig, A.: Neue Lösungen zum Fügen von verzinkten Feinblechen im Automobilbau durch Lichtbogenlöten und -schweißen. DVS 225, S. 353 - 360
- /83/ Queller, M.: Mangan-Bor-Stähle zum Warmumformhärten MBW-W, MBW-K und MBW. ThyssenKrupp Steel AG. Produktinformation, Duisburg, Juli 2006
- /84/ Arcelor: A 54 Härtbare Borstähle. Produktinformation, Luxembourg, September 2006
- /85/ Pätzold, O.: Auswirkungen von Lötnähten an Automobilkarosserien auf das Ergebnis nachfolgender Beschichtungsprozesse, DVS 250 S. 430 - 433, Düsseldorf, 2008
- /85/ DIN EN 10002: Zugversuch, Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur; April 1991
- /86/ DVS-Merkblatt 0938-2: Anwendungshinweise. Februar 2004
- /87/ N. N.: Eigenschaftsbestimmungen an gefügten Überlappverbindungen (Grundwerkstoff 22MnB5). Projektbericht der Fontargen GmbH, Chemnitz, Dezember 2007
- /88/ Müller, G.: "Joining 22MnB5-components" Lessons learned from Volume Series Production of the new S-Max & Galaxy. Automobilkonferenz, Bad Nauheim, 25/26 April 2007
- /89/ Oelkers, A.: Neuer Werkstoff – Neuer Weg. Schweiß-Zeit, Hamburg, April 2005
- /90/ Zech, F.: Untersuchung zur Entstehung von Lötrissen von verzinkten Stahlfeinblechen beim Löten mit Schutzgasverfahren. SLV München, Bericht 5141600 / 2007

- /91/ DIN EN 10268: Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus Stahl mit hoher Streckgrenze zum Kaltumformen - Technische Lieferbedingungen. Deutsche Fassung, Oktober 2006
- /92/ DIN EN 10130: Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen